

**ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**



Бернштейновские чтения
посвященные 85-летию со дня рождения
проф. Бернштейна М.Л.

26 - 27 октября 2004 г.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ 09ГФБ И 09ХН2МДФ

В. М. Счастливец, Т. И. Табатчикова, И. Л. Яковлева, Н. И. Виноградова,
Ю. В. Хлебникова.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург.

Методами оптической и просвечивающей микроскопии исследованы структура и свойства листового проката из низколегированных сталей 09ГФБ и 09ХН2МДФ. Изучены закономерности формирования структуры по толщине листа, подвергнутого термомеханическому упрочнению по нескольким режимам. Показано влияние температуры конца прокатки и температуры выхода из установки контролируемого охлаждения (УКО) на структуру и механические свойства листового проката. Исследован распад переохлажденного аустенита в стали 09ГФБ без деформации и с деформацией прокаткой на 50%.

Показано, что в листах стали 09ГФБ формируется дисперсная феррито–перлитная структура в том случае, когда температура листа на выходе из УКО составляет 580–610°C. Дисперсность такой структуры возрастает с приближением к поверхности горячекатаного листа. Размер ферритных зерен вблизи поверхности листа составляет 5÷10 мкм, в середине листа – 10÷30 мкм. Дисперсность перлитной составляющей также высока, межпластинчатое расстояние в перлите равно 0.10÷0.15 мкм, что указывает на низкую температуру перлитного распада. Перлит отличается дисперсностью строения, таким образом, является квазиэвтектоидом, или «вырожденным» перлитом. При более интенсивном охлаждении листа, когда его температура на выходе из УКО составляет 440–470°C, после завершения охлаждения в листах наблюдается феррито-бейнитная структура различной степени дисперсности. Наиболее мелкозернистая структура в стали 09ГФБ образуется при низкой температуре окончания прокатки и ускоренном охлаждении. Достаточно высокий уровень прочности для данной стали обусловлен не только созданием мелкозернистой структуры, но и частичной передачей дефектов кристаллического строения от горячедеформированного аустенита образующейся феррито-перлитной или феррито-бейнитной смеси.

Металлографические и электронно-микроскопические исследования показали, что после охлаждения в листах стали 09ХН2МДФ формируется мартенситная и бейнитная структура. Около поверхности листа в структуре наблюдается больше мартенсита, чем в середине листа, где в основном наблюдается бейнитная структура. Высокий уровень твердости поверхности стального листа после закалки с прокатного нагрева объясняется не только вышеприведенными различиями в структуре, но и плотностью дефектов кристаллического строения, которые вносятся в металл при прокатке и передаются из аустенитного состояния мартенситу при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении, происходящем при охлаждении. Твердость середины существенно ниже твердости поверхности в связи с тем, что в середине листа, по-видимому, прокаткой не удалось создать высокой плотности дислокаций.

Отпуск стали 09ХН2МДФ после закалки с прокатного нагрева приводит к разупрочнению, величина которого увеличивается при повышении температуры отпуска. Разупрочнение связано с процессами полигонизации α -фазы и выделением карбидов из твердого раствора, которые наиболее интенсивно происходит при 640-670°C.

МЕТАСТАБИЛЬНЫЕ ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В ХОДЕ МЕХАНИЧЕСКОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Ю. А. Скаков.

Московский государственный институт стали и сплавов, Москва.

Прогнозирование результатов какого либо способа обработки (или получения) материала является главным условием для использования данного способа как реальной технологии. В применении к технологии получения сплавов в основе такого прогнозирования должны быть диаграммы равновесия фаз и известные (общие в теории образования фаз) или специфические для данной технологии условия образования метастабильных фаз. Метастабильные фазы сами по себе могут представлять практический интерес в отношении технологических или важных функциональных свойств материала (например, получение при механическом сплавлении однофазного сплава - твердого раствора вместо равновесного гетерогенного состояния).

В технологии механического сплавления фазообразование происходит при температурах близких к комнатным, когда решеточная диффузионная подвижность обеспечивается движением атомов по междоузлиям, экспериментально это проявляется в заметной асимметрии парциальных коэффициентов (один из компонентов бинарной системы оказывается существенно более подвижным так, что первая образующаяся фаза – всегда фаза на основе малоподвижного компонента при любом исходном составе смеси).

Специфическими для технологии МС факторами образования и устойчивости метастабильных фаз являются

1. Как правило, в условиях МС оказывается большой величина термодинамического переохлаждения системы и, соответственно, большие значения термодинамической движущей силы фазообразования, это повышает вероятность появления метастабильных фаз, включая такие, которые не реализуются в традиционных технологиях.

2. В ходе ИПД надо ожидать возникновения сильно возбужденного состояния и значительного повышения энтальпии исходного материала. Это является дополнительным фактором повышения разности свободных энергий смеси порошков компонентов и продукта их взаимодействия (который может быть метастабильным в данной системе).

3. Повышение устойчивости метастабильных фаз (в частности, пересыщенных твердых растворов) может быть обусловлено задержкой образования избыточных фаз (интерметаллидов) из-за отсутствия или дефицита подвижных вакансий.

УГЛЕРОД, АЗОТ И ВОДОРОД В СТАЛИ: ПОДОБИЕ И РАЗЛИЧИЕ ВО ВЛИЯНИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА

В.Г. Гаврилюк.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Киев, Украина.

Дан анализ состояния атомов углерода, азота и водорода в твёрдых растворах на основе железа и их влияние на структуру и свойства стали.

Рассмотрены подобие и различия в электронной структуре, энергии дефекта упаковки, ближнем атомном порядке, термодинамической стабильности фаз в применении к мартенситному превращению и отпуску мартенсита, взаимодействию межузельных атомов с дислокациями и вакансиями, подвижности дислокаций (линейное натяжение), механизмах пластической деформации и упрочнения (твёрдорастворное упрочнение, температурная зависимость предела текучести, влияние размера зерна, деформационное упрочнение, локализация пластической деформации и др.).

Особое внимание уделено повышению термодинамической стабильности аустенита при совместном легировании углеродом и азотом и созданию на этой основе экономнолегированных аустенитных сталей.

Рассмотрен эффект повышения равновесной концентрации вакансий с увеличением концентрации атомов внедрения и его роль в деформации и разрушении.

Анализируются природа повышения водородом и азотом пластичности в сочетании с локализацией пластической деформации и последствия для разрушения стали.

ПРИМЕНЕНИЕ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЯХ ЛИСТОВ БОЛЬШИХ ТОЛЩИН, УПРОЧНЁННЫХ НА СТАНАХ

П. Д. Одесский^{*}, Д. В. Кулик^{**}, И. П. Шабалов^{***}

^{*} ЦНИИ строительных конструкций им. В.А.Кучеренко, Москва.

^{**} «Ассоциация Сталькон», Москва.

^{***} ООО «Газтагед», Москва.

В последнее время для изготовления ответственных стальных конструкций, в частности, стальных каркасов высотных зданий морских, бурильных платформ и т.д. потребовался прокат в больших толщинах (40 мм и выше) повышенной и высокой прочности с $\sigma_T=350\dots450$ Н/мм² в сочетании с высоким сопротивлением хрупким разрушениям и хорошей свариваемостью.

Обычно такие листы из низколегированных сталей поставляются после нормализации или термического улучшения. Однако, в виду большой массы каждой конструкции, экономически целесообразно производить требуемый прокат методами упрочнения в потоке стана с использованием тепла прокатного нагрева.

Исследовались листы из стали с содержанием С 0,13%; Мn 1,5%; Si 0,6%; V 0,1% толщиной 50 и 60 мм после горячей прокатки, нормализации, термического улучшения, а также закалки с прокатного нагрева с последующим высокотемпературным отпуском. При термическом улучшении листов 50 мм получили $\sigma_T=500$ Н/мм², $\sigma_B=615$ Н/мм², $KCU^{-70}=50$ Дж/см²; $T^{50} = -20^\circ\text{C}$; $K_{Ic}^{-70}=140$ МПа $\sqrt{\text{м}}$; в случае закалки с использованием тепла прокатного нагрева по оптимальным режимам имели $\sigma_T=610$ Н/мм²; $\sigma_B=750$ Н/мм²; $KCU^{-70}=95$ Дж/см²; $T^{50} = -40^\circ\text{C}$; $K_{Ic}^{-70}=170$ МПа $\sqrt{\text{м}}$. Улучшение комплекса механических свойств после закалки с прокатного нагрева по сравнению с термическим улучшением можно классифицировать как эффект ТМО. Применённая схема упрочнения близка к нормализационной или рекристаллизационной контролируемой прокатке с последующим ускоренным охлаждением.

Повышение прочности в этом случае в том числе связано с более высокой плотностью границ и дислокаций, на которых зарождаются дисперсные частицы карбида VC. Применение сталей высокой чистоты по вредным примесям (S \leq 0,05%; P \leq 0,010%) позволяет увеличить вязкость до уровня $KCV^{-60}\geq 100$ Дж/см².

В здании Альфа Арбат Центр применены листы толщиной 60 и 80 мм из стали 09Г2С, упрочнённые по приведённой схеме, а также листы толщиной 50 мм из стали 10ХСНДА.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ

Е. А. Шур

ВНИИЖТ, Москва.

Одной из основных тенденций рельсового производства в последние десятилетия является внедрение термического упрочнения. Анализ технологии рельсового производства на 12 основных рельсопрокатных заводах мира в США, Японии, Франции, Англии, Австрии, Польше, Украине и России показал, что на 60% заводов используют закалку с прокатного нагрева и на 40% - с отдельного перекристаллизационного нагрева; на 83% заводов применяется печной и на 17% - индукционный нагрев; на двух третях заводов используют струйное (спрейерное) охлаждение и только на одной трети – охлаждение погружением, при этом на 50% заводов в качестве охлаждающей среды применяется сжатый воздух, на 25% - масло, на 16% - вода и на 8% - водный раствор полимеров. В 67% случаев термическое упрочнение рельсов можно было отнести к объемно-поверхностной закалке, в 25% - к объемной закалке и только в 8% - к поверхностной закалке.

Характерной особенностью термического упрочнения является взаимная увязка технологий на всех этапах рельсового производства, начиная с выплавки и разливки рельсовой стали. Неосуществимость мечты о внедрении ВТМО рельсов связана с тем, что невозможно сочетать достаточно высокие степени пластической деформации на последнем проходе при прокатке рельсовой заготовки с повышенными требованиями к геометрическому качеству (прямолинейности) готовых изделий (рельсов), не подвергающихся механической обработке (фрезерованию или шлифовке). Внедрение закалки с прокатного нагрева требует обязательного внедрения вакуумирования жидкой стали для снижения в ней содержания водорода до значений менее 1,5-2,5 ppm, что гарантирует отсутствие в рельсах флокенов и делает ненужным замедленное охлаждение их после прокатки.

Основными требованиями к современным термически упрочненным рельсам являются не только нормы по $\sigma_{0,2} > 850$ Н/мм², $\sigma_B > 1300$ Н/мм², $\delta > 12\%$, $\varphi > 35\%$, $KCU > 25$ Дж/см², $K_{Ic} > 32$ МПа $\sqrt{м}$, скорость роста усталостных трещин при $\Delta K = 10$ МПа $\sqrt{м}$ менее 17 м/10⁹ циклов и при $\Delta K = 13,5$ МПа $\sqrt{м}$ менее 55 м/10⁹ циклов, но и содержание кислорода (<5-20 ppm), алюминия (<0,004%), неметаллических включений и предельно допустимые значения остаточных напряжений (раскрытие паза <1,5 мм).

Современной тенденцией является также переход от ранее имевшей место чрезмерной унификации к дифференциации требований, а следовательно и технологий их упрочнения. В русле этой тенденции находятся и задачи создания рельсов с повышенным сопротивлением образованию отдельных дефектов, преобладающих на данных участках пути, например, образованию трещин коррозионной усталости в подошве или усталостных трещин около болтовых отверстий. Первое достигается путем введения дополнительного отпуска после холодной правки рельсов на роликоправильных машинах, а второе - специальной операции поверхностной пластической деформации зон металла около болтовых отверстий для создания благоприятной эпюры остаточных напряжений.

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ 10Г2ФБ ПРИ СКОРОСТНОМ НАГРЕВЕ И ОХЛАЖДЕНИИ В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ

В. И. Большаков, Г. М. Воробьев, И. А. Тютюрев, Ю. И. Хоменко

*Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры,
Днепропетровск, Украина.*

Согласно литературным данным, контролируемая прокатка является разновидностью термомеханической обработки сталей, которая традиционно обсуждается на Бернштейновских чтениях.

Контролируемая прокатка нашла особенно широкое применение при производстве толстого листа из низкоуглеродистой микролегированной стали для изготовления газопроводных труб большого диаметра. Характерной особенностью контролируемой прокатки является перлитная полосчатость (ПП) низкоуглеродистых сталей. Литературные данные о влиянии перлитной полосчатости на механические свойства низкоуглеродистых сталей и причинах ее возникновения противоречивы. Поэтому в настоящей работе проводилось лабораторное моделирование производственного процесса контролируемой прокатки стали 10Г2ФБ, которое позволило получить следующие результаты.

1. Перлитная полосчатость в этой стали возникает в результате роста крупного зерна аустенита при транспортировке раската толщиной порядка 55мм между станами черновой и чистовой прокатки.

2. Быстрый рост аустенитных зерен происходит по механизму вторичной рекристаллизации в интервале температур 1050...750°С в течение 8 минут транспортировки.

3. Распад аустенита происходит зарождением зерен феррита на границах аустенитных кристаллов и ростом первых с оттеснением углерода. Вместе с этим центральные участки аустенитного зерна обогащаются марганцем.

4. При горячей прокатке центральные участки бывших аустенитных зерен раскатываются в эллипсоиды, превращающиеся в перлит при последующем охлаждении. Сечение этих эллипсоидов шлифами, перпендикулярными плоскости листа, дают перлитные полосы микроструктуры.

5. За счет обогащения марганцем перлитных полос при распаде аустенита они оказываются устойчивыми к нагреву. При нагревании ниже 1000°С перлитная полосчатость вырождается в строчечное расположение перлитных зерен вдоль бывшей перлитной полосы, что связано с повышенным содержанием марганца. И только нагрев до 1100°С позволяет получить достаточную гомогенизацию стали по марганцу, с исчезновением перлитной полосчатости.

6. Наличие перлитной полосчатости ведет к сильной анизотропии механических свойств. Вдоль нормали к плоскости листа пределы прочности и текучести и относительное удлинение почти в 2 раза ниже, чем в направлениях лежащих в плоскости листа.

7. Лабораторная горячая деформация тимплетов, вырезанных из заводских литых слябов, гомогенизированных при 1150°С, с последующей закалкой в воду, проведенная при температуре 960°С позволила полностью подавить образование перлитной полосчатости и получить феррито-перлитную структуру со средним размером зерен менее 5мкм и высокими анизотропными механическими свойствами $\sigma_B=763\text{МПа}$, $\sigma_T=656\text{МПа}$, $\delta=28\%$.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ПРОКАТКА С ПОСЛЕДУЮЩИМ УСКОРЕННЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ – СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ЭЛЕКТРОСВАРНЫХ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА С ПОВЫШЕННЫМИ ТРЕБОВАНИЯМИ

Ю. Д. Морозов, Ю. И. Матросов, Л. И. Эфрон

ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва.

Перед металлургами стоят задачи, связанные с необходимостью освоения производства проката и труб для современных и перспективных трубопроводов с более высоким комплексом свойств, числу которых в первую очередь относятся: трубы на рабочее давление 100 атмосфер и выше, с толщиной стенки до 40 мм, класса прочности К65 (Х80), трубы стойкие к сероводородному растрескиванию, в том числе для подводных трубопроводов.

Повышенные требования вызывают необходимость создания новых композиций химического состава и технологических схем производства проката.

Основные направления развития трубных сталей:

- снижение содержания углерода, что благоприятно для вязкости, свариваемости и сегрегационной однородности металла;
- повышение степени чистоты по вредным примесям и газам;
- микролегирование;
- применение термомеханической прокатки с ускоренным охлаждением для максимального измельчения зерна;
- переход от феррито-перлитной к феррито-бейнитной и бейнитной структурам в зависимости от требуемого уровня прочности стали.

С точки зрения технологии на прокатном переделе основным направлением является переход от низкотемпературной контролируемой прокатки с охлаждением металла на воздухе к термомеханическому контролируемому процессу с регламентированным ускоренным охлаждением.

Основные преимущества этого процесса:

- получение мелкозернистой, равномерной (устранение полосчатости) структуры металла с пониженными уровнем напряжений и анизотропией свойств;
- возможность снижения содержания углерода и легирующих элементов для данного уровня прочности стали, что позволяет снизить себестоимость и повысить свариваемость, вязкость и хладостойкость проката;
- производство проката с повышенной стойкостью к сероводородному растрескиванию и коррозионному растрескиванию под напряжением;
- производство проката повышенной толщины (30 мм и более) для толстостенных электросварных труб подводных газопроводов;
- обеспечение уровня прочности трубных сталей до класса прочности Х80-Х100.

ЦНИИчерметом проведен совместно с ведущими металлургическими комбинатами ряд разработок в этом направлении:

1. Разработана низкоуглеродистая сталь марки 05Г1Б и на ОАО «ММК» изготовлена опытно-промышленная партия рулонного проката. Изготовление металла осуществили на широкополосном стане «2000» по технологии контролируемой прокатки. Металл показал сочетание высокой прочности и вязкости, порог хладноломкости стали марки 05Г1Б располагается при температурах ниже -70 °С. На ОАО «ЧТПЗ» из стали 05Г1Б были изготовлены

трубы \varnothing 530 x 8 мм. Трубы удовлетворяют всем требованиям, предъявляемым к прокату и трубам категории прочности X70.

2. Разработан химический состав низкоуглеродистой стали типа 05ХГ1НДБ класса прочности X65 с феррито-бейнитной структурой. При требуемом уровне прочности металл обеспечил в прокате толщиной до 32 мм после термомеханической прокатки и ускоренного охлаждения на стане 5000 ОАО «Северсталь» крайне высокий уровень вязкости и хладостойкости (T_{50} по результатам испытания образцов для ИПГ ниже -60°C , по результатам испытания образцов KCV - ниже -80°C).

3. Важной и сложной задачей является создание трубной стали класса прочности X80 (K65). Разработки в этой области проведены ЦНИИЧерметом, промышленное опробование проведено на ОАО «Северсталь» и ОАО «Азовсталь» на станах 5000 и 3600. В целом определены композиции химического состава и технологическая схема производства проката с применением термомеханической прокатки и ускоренного охлаждения. Изготовлены опытные партии проката и труб.

4. Производство проката повышенной прочности и хладостойкости толщиной 30 мм и более также является весьма сложной задачей, поскольку прочностные свойства и характеристики сопротивления разрушению ухудшаются с повышением толщины проката. Проведенные в ЦНИИЧермете разработки показали возможность при оптимизации химического состава и технологии термомеханической обработки обеспечить комплекс свойств в прокате толщиной до 40 мм, что ранее достигалось только применением термической обработки.

5. Проведены разработки для создания в перспективе хладостойкой трубной стали класса прочности X100 (предел текучести 690 Н/мм^2).

В целом, разработан ряд перспективных материалов, которые после термомеханической прокатки с ускоренным охлаждением обеспечивают формирование дисперсной феррито-бейнитной или преимущественно бейнитной структуры и комплекс высокой прочности, вязкости и хладостойкости.

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ ЛИТИЕМ И СКАНДИЕМ

В. В. Захаров, Т. Д. Ростова.

ОАО “Всероссийский институт легких сплавов”, Москва.

Литий и скандий используются в качестве легирующих компонентов в современных деформируемых алюминиевых сплавах. Это весьма разные по своей природе металлы. Они отличаются по характеру взаимодействия с алюминием, по своему поведению в технологическом процессе получения деформированных полуфабрикатов (при литье слитков, гомогенизации, обработке давлением, термической обработке). Однако несмотря на все различия между этими двумя металлами алюминиевые сплавы, легированные литием, и сплавы, содержащие скандий, имеют много общего.

Прежде всего эти сплавы характеризует повышенная склонность к локализации деформации, обусловленная наличием дисперсных сферических частиц δ' (Al_3Li) и Al_3Sc , полностью когерентных алюминиевой матрице и перерезаемых дислокациями. Одним из следствий склонности рассматриваемых сплавов к локализации деформации является формирование многочисленных полос сдвига (объемов металла со сосредоточенной деформацией) при холодной прокатке, которые сохраняются в металле после нагрева под закалку при условии сохранения в листах нерекристаллизованной структуры.

Наличие нерекристаллизованной структуры с большим числом полос сдвига и дисперсных частиц Al_3Li и Al_3Sc , перерезаемых дислокациями, обуславливает появление сильной обратной анизотропии механических свойств листов (превышение поперечных свойств над продольными), явлений отклонения усталостной трещины от линейной траектории и расслаивание образцов в зоне пластической деформации при механических испытаниях.

Указанные особенности присущи только полуфабрикатам из алюминиевых сплавов, содержащих литий или скандий, и это отличает их от полуфабрикатов из традиционных алюминиевых сплавов.

ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ МАРТЕНСИТА В УСЛОВИЯХ УПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Н. А. Бондаревская, Я. Н. Вовк, С. П. Ошкадеров.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Киев, Украина.

Одной из технологических схем НТМО конструкционных сталей мартенситного класса является т.н. «прокатка по мартенситу», при которой деформация аустенита проводится при температурах, всего на 5-10 °С превышающих точку M_n . При этом удается получать высокие предельные значения конструкционной прочности (до 400 кг/мм²). Вместе с тем, достичь высокой стабильности свойств в результате такой обработки, как правило, не удается и наблюдаются многочисленные случаи хрупкого разрушения металла при испытаниях.

Влияние динамических и статических упругих напряжений, величина которых значительно ниже предела пропорциональности аустенита, на морфологию и кристаллогеометрию мартенсита было изучено на монокристаллах различной ориентации аустенита стали с 18%Ni и 0,8%C. Показано, что ориентационное соотношение кристаллической решетки мартенсита в обоих случаях идентично ориентационному соотношению мартенсита охлаждения, т.е. соответствует ориентационному соотношению Гренингера-Трояно. Вместе с тем, однонаправленные упругие деформации являются дискриминационным фактором размножению ориентировок, приводя под действием динамических напряжений к реализации только 4-х вариантов ориентировок и 4-х их двойников. Это варианты, при реализации которых направления сдвига при превращении располагаются возле направления $\langle 110 \rangle_\gamma$, составляющего наименьший угол с осью нагружения.

Если образование мартенсита стимулировано статическими напряжениями, реализовавшиеся варианты ориентировки мартенсита не отвечают данному правилу отбора. Направление сдвига при превращении может располагаться возле произвольного направления $[110]_\gamma$ с любым углом между ним и направлением приложения нагрузки. Количество реализовавшихся вариантов ориентировки мартенсита в этом случае не постоянно. Оно меняется от образца к образцу и количество вариантов колеблется от 4 до 8.

Морфология мартенсита, образовавшегося под действием статических и динамических упругих напряжений, различна:

1. Под действием динамических напряжений образуется мартенсит, структура которого имеет вид блока (пакета) параллельных кристаллов примерно одинаковой ширины, ориентированных в определенном порядке, зависящем от кристаллографического направления приложенных нагрузок;

2. Микроструктура мартенсита, образовавшегося при охлаждении статически упруго нагруженного образца, состоит из смеси кристаллов двух видов. К вышеописанным добавляются кристаллы линзовидной формы с мидрибом.

ОСОБЕННОСТИ МЕЖДЕФОРМАЦИОННОГО РАЗУПРОЧНЕНИЯ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОГО АУСТЕНИТА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Я. И. Спектор, Ю. В. Яценко, И. Н. Куницкая.

УкрНИИ Спецсталь, Запорожье, Украина.

В производстве проката из высоколегированных сталей и сплавов одной из проблем является высокая степень упрочнения горячедеформированного аустенита и недостаточно быстрая рекристаллизация. Развитие представлений о кинетике и механизме междеформационного разупрочнения аустенита актуально не только для указанной проблемы, но и с точки зрения формирования оптимальной структуры при технологиях ТМО, нацеленных на повышение свойств, недостижимых при действующих технологиях.

В условиях моделирования на лабораторном стане ДУО 250 параметров горячей прокатки изучены особенности кинетики междеформационного разупрочнения и рекристаллизации аустенита стали 10X17H13M2T. По твердости HV оценивалась степень упрочнения однопроходной деформацией 15 и 20% при температурах 1000 – 1150 °С и разупрочнения при последеформационной паузе 5 – 600 с. Степень рекристаллизации изучалась металлографическим методом. Такие же исследования выполнены после двухпроходной прокатки.

Выявлены следующие особенности междеформационного разупрочнения и рекристаллизации. Степень развития динамической (в очаге деформации) рекристаллизации составляет при температурах 1050, 1100 и 1150 °С соответственно 2, 8 и 35 %. Она почти не меняется при выдержках до 30-100 с, затем начинается статическая рекристаллизация и развивается до 50-60 % при 1100-1150 °С и 80 % при 1050 °С.

Двухпроходная прокатка при 1100 °С с выдержкой 20 и 60 с после однопроходной (начало и 50 % рекристаллизации) также сопровождается динамической рекристаллизацией до 10 %; а последующая статическая рекристаллизация начинается быстрее чем за один проход , и развивается только до 60 % при выдержке 60 с.

Из сравнения хода кривых твердости на этапе последеформационной выдержки можно разделить два этапа разупрочнения – до начала статической рекристаллизации (до 20-30 с) и после ее начала. При этом четко видна точка изменения наклона кривых HV – T при 30 с выдержки. Междеформационное разупрочнение иллюстрируется изменением твердости (HV) и степени рекристаллизации (P) в зависимости от длительности выдержки (τ) на всех стадиях двухпроходной прокатки:

τ (1-й проход 60 с)						
2-й проход, с	2	20	60	120		
HV	150	178	160	150	154	145 – исходное состояние
P (%)		50	7	10	45	46

Данные о неизменности твердости при выдержке 60 и 120 с согласуются с неизменностью степени рекристаллизации при этих выдержках.

В целом характер междеформационного разупрочнения связан с действием нескольких факторов – развитием динамической рекристаллизации, разупрочнением (при выдержке) нерекристаллизованной матрицы, развитием статической рекристаллизации.

ПЕРСПЕКТИВЫ ТЕРМИЧЕСКОГО И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ НИЗКО- И МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬСТВА В УКРАИНЕ

В. Н. Рычагов, В. К. Флоров

*Национальная металлургическая академия Украины, НПКФ "Рист"
Украина, г. Днепрпетровск,*

Повышение уровня требований НТД, низкое соотношение уровня свойств (прочности, хладостойкости, трещиностойкости) и цены низкоуглеродистых и низколегированных сталей, используемых в горячекатаном состоянии, не позволяет эффективно применять их в современных металлических конструкциях и изделиях. В связи с этим, создание способов термической и ТМО, которые позволяют получить необходимый комплекс механических и эксплуатационных свойств на обычных низкоуглеродистых и низколегированных сталях является одной из важнейших задач.

В последнее десятилетие принципиально новые высокопрочные стали для металлических конструкций получены не были. Однако микролегированные стали после контролируемой прокатки имеют гарантированно высокие характеристики прочности, пластичности, вязкости и хладостойкости. Они широко применяются при изготовлении свариваемых в полевых условиях труб большого диаметра для магистральных газо- и нефтепроводов, работающих в суровых климатических условиях и при больших давлениях, что показывает их высокую технологичность, надежность, долговечность и коррозионную стойкость в сочетании с низкой стоимостью. Поэтому целесообразно использовать эти стали для строительства.

Металлургические предприятия Украины имеют технологические мощности и возможности для производства и упрочнения данных видов проката. Однако производители данной продукции не имеют обоснованных температурно-деформационных режимов ТМО толстых листов из данных материалов со стабильным уровнем механических и технологических свойств - применительно к строительным конструкциям и разработанных НТД, что сдерживает их применение.

В связи с этим, выполнен комплекс исследований, в результате чего: Разработаны и предложены предприятиям - производителям эффективные технологические режимы производства высокопрочного проката из низко- и микролегированных сталей с повышенными характеристиками прочности, пластичности, вязкости, хладостойкости и трещиностойкости по сравнению с глк состоянием, отличающегося высокой технологичностью и экономической эффективностью его применения в стальных строительных конструкциях как ответственного, так и массового назначения и НТД на их производство и применение.

Установлено влияние различных скоростей охлаждения и различных охлаждающих сред и выбраны оптимальные скорости охлаждения листов различной толщины, позволяющих фиксировать в конструкционных сталях развитую субструктуру после ТМО для оптимизации технологии производства, и повышения комплекса механических и технологических свойств листового проката.

Указанный комплекс работ реализован на МК в создании технологий термического упрочнения и ТМО, реализующих возможности зернограничного и субструктурного механизмов упрочнения рядовых низколегированных строительных и микролегированных сталей при наиболее высоких температурах в процессе ТМО с последующим ускоренным охлаждением, что обеспечивает наряду с повышением комплекса свойств и экономией энергоресурсов и легирующих элементов, также существенное повышение возможностей прокатных станов по сравнению с классической схемой КП и устранение других ее недостатков.

Получены низко- и микролегированные надежные и хладостойкие конструкционные стали разных уровней прочности с пределом текучести от 360 до 700 Н/мм² (после различных режимов ТМО), удовлетворяющие требованиям существующих СНиП II-23-88*, ГОСТ 27772-88 и других нормативных документов.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ

О. И. Шаврин, В. Б. Дементьев, С. Д. Соловьев.

Ижевский государственный технический университет, Ижевск.

Работоспособность и ресурс эксплуатации биметаллических конструкций цилиндрических деталей определяются свойствами материалов и зонами их соединения, которые в свою очередь зависят от их структурного состояния и поэтому оно имеет решающее значение при разработке технологии изготовления таких изделий. При этом особое внимание уделяется соединению материалов с различными физико-механическими свойствами. Однако термические циклы технологических методов получения биметаллов приводят к изменению структуры и механических свойств соединяемых металлических материалов. Их восстановление может быть достигнуто проведением последующей термической обработки. Сложность поиска рациональных технологических приемов и режимов такой обработки и их сочетаний для биметаллов заключается в том, что проведение обработки для одного материала может негативно отразиться на свойствах другого и соединения в целом.

В работе приведены исследования по влиянию термической обработки на прочность соединения, структуру и механические свойства металлов биметаллических конструкций цилиндрических деталей, полученных технологическими методами наплавки, прессования и пайки, которые обеспечивают образование соединения на межатомном уровне как однородных, так и разнородных металлических материалов.

Соединяемыми материалами являлись: близкие по своим характеристикам сталь 15 и сталь 30ХГСА, разнородные - сталь 30ХН2МФА и жаропрочный кобальтовый сплав, системы легирования Co-Ni-W-Cr.

Прочность соединения данных материалов исследовалась на образцах, подвергнутых испытаниям на срез. Установлено, что прочность соединения в биметаллах соответствует прочности материала с меньшей величиной предела временному сопротивлению на разрыв. После их термической обработки – улучшения (заковки с нагрева ТВЧ в воду + высокий отпуск) прочность соединения сталь 15+сталь 30ХГСА остается на том же уровне с разрушением по стали 15. Для разнородных металлических материалов, полученных прессованием, произошло некоторое снижение прочности соединения. Так после прессования прочность составляет 380 МПа и близка к прочности стали (70-80% от нее). При этом ширина зоны соединения по основным элементам Co, Cr, Fe и Mn, составила 12, 11, 8 и 13 мкм соответственно, что сопоставимо с шириной диффузионных зон, получаемых при сварке взрывом. После проведения термообработки прочность соединения снижается до 260-290 МПа с общим улучшением механических свойств материалов. Это подтвердили и проведенные металлографические исследования. Аналогичные результаты были получены после медленного (печного) нагрева под заковку.

Для исключения снижения прочности зоны соединения нами предложен способ заковки с градиентным нагревом в режиме ВТМО. В частности для стали 30ХН2МФА и жаропрочного кобальтового сплава температура нагрева ТВЧ составила 960°C при одновременном охлаждении сплава. Прочность соединения в этом случае остается на уровне 360-380 МПа.

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ И ВТМО НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ МАЛОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Г. Е. Коджаспиров^{*}, В. Б. Прохоров^{**}

^{}Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург*

*^{**}ОАО «Кировский завод», Санкт-Петербург*

Описываются результаты исследования влияния микролегирования карбидообразующими элементами (V, Ti, Nb) и ВТМО на структуру, механические свойства и хладостойкость среднеуглеродистой низколегированной стали. Показано, что в случае растворения карбидов во время нагрева перед закалкой в цикле ВТМО устойчивость против необратимой отпускной хрупкости исследуемых сталей возрастает. Обнаружено также, что в результате ВТМО чувствительность стали к необратимой отпускной хрупкости падает независимо от микролегирования.

Данные испытаний на растяжение и ударный изгиб по результатам испытаний в диапазоне температур от +20 до – 196⁰С обсуждаются с позиций рассеяния энергии при разрушении, оценка которой происходила на базе использования лазерного интерферометра. Показано, что совместное использование микролегирования и ВТМО увеличивает долю вязкого разрушения и, соответственно, сопротивление разрушению. Совместное применение микролегирования РЗМ и ВТМО положительно сказывается на увеличении энергии разрушения исследованных сталей.

ВЫДЕЛЕНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ТИТАНА

А. А. Попов, А. В. Трубочкин, Н. Г. Россина.

Уральский государственный технический университет. Екатеринбург.

В процессе производства изделий из жаропрочных сплавов титана в некоторых случаях наблюдается самопроизвольное растрескивание, которое обусловлено выделением частиц силицидов на межфазных границах. Как правило, при этом наблюдаются пониженные значения длительной прочности. Наиболее часто понижение вязкостных характеристик наблюдается на сплавах, которые содержат повышенное количество кремния (более 0,2%) и легированы цирконием, а в процессе термической или термомеханической обработки они длительное время находятся в интервале температур интенсивного выделения силицидных частиц (600-900⁰С).

В данной работе на основании результатов исследований авторов ряда промышленных жаропрочных сплавов титана: ВТ8, ВТ9, ВТ25у, ВТ18у, ИМ1834, 8-1-1 и др. проанализированы процессы выделения силицидных частиц (Ti,Zr)₅Si₃, (Ti,Zr)₆Si₃ и алюминидов титана (Ti₃Al) и их влияние на комплекс физико-механических свойств в зависимости от конкретных режимов обработки. Обсуждается кинетика выделения интерметаллидных фаз в зависимости от состава и исходной структуры сплавов.

Показано, что образование силицидных частиц препятствует выделению алюминидов и, тем самым, понижает характеристики жаропрочности материала. Проанализированы режимы термической и термомеханической обработки, позволяющие избежать выделения силицидов по межфазным границам и сохранить атомы кремния в твердом растворе, что обеспечивает блокировку дислокаций и высокие значения длительной прочности. Сделаны выводы о необходимости ускоренного охлаждения полуфабрикатов с температур деформации для подавления процессов распада метастабильных фаз и уменьшения склонности к коагуляции и глобуляризации частиц первичной α-фазы.

Обсуждаются причины благоприятного выделения алюминидов в жаропрочных сплавах, в которых подавлен процесс образования силицидных частиц.

На основании полученных результатов сформулированы основные принципы для легирования жаропрочных сплавов титана в зависимости от конкретных условий эксплуатации и показано, что увеличение содержания циркония (выше 2-3%) в сплавах с повышенным количеством алюминия (более 6,0%) и при наличии кремния (более 0,1%) неблагоприятно сказывается на комплексе служебных свойств.

Работа выполнена в рамках Проекта НОЦ «Перспективные материалы» (грант CRDF ЕК-005-Х1).

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ТОЛСТЫХ ЛИСТОВ В ПОТОКЕ ПРОКАТНОГО СТАНА

Н. Т. Егоров.

Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина.

Исследовали процесс аустенитизации толстолистовых малоуглеродистых сталей 10ХСНД, 10Г2С1 и 17ГС применительно к реальным условиям их термической обработки в потоке прокатного стана.

Установлено, что подстуживание листов после горячей прокатки до температур межкритического интервала приводит при последующей термообработке к восстановлению в сталях исходного зерна аустенита, не обеспечивая при этом ожидаемого его измельчения в результате $\alpha \rightarrow \gamma$ – превращения. Более того, при определенных режимах горячей прокатки и условиях последеформационного охлаждения, наряду с восстановлением исходных зерен аустенита по форме и размерам, наблюдается образование в структуре сталей отдельных участков с аномально крупным зерном.

Такие структурные изменения в малоуглеродистых низколегированных сталях при термической обработке толстых листов в потоке стана с температурой горячего посада из межкритического интервала не только не обеспечивают улучшения комплекса механических свойств горячекатаного металла, но и приводят, в ряде случаев, к их ухудшению, что особенно заметно проявляется на склонности сталей к хрупкому разрушению.

Термическая обработка стали с исходной феррито – перлитной структурой, которая формируется при подстуживании листов после прокатки в субкритический интервал температур, приводит к эффективному измельчению аустенитного зерна в результате фазовой перекристаллизации. Степень измельчения зерна аустенита зависит от однородности и дисперсности феррито – перлитной структуры. Разнозернистость осложняет процесс структурной перекристаллизации сталей, инициируя избирательный рост отдельных γ – зерен при повторном нагреве. Благоприятное влияние на измельчение аустенитного зерна оказывает рекристаллизация α – фазы и деформация стали в субкритическом интервале температур.

Особенностью аустенитизации малоуглеродистых сталей с феррито – перлитной структурой является образование аустенита не только в перлите, но, и на границах ферритных зерен. При этом многие зародившиеся в феррите участки аустенита не имеют контакта с перлитом и массивами, ранее образовавшейся γ – фазы. Аустенит, зарождающийся у границ ферритных зерен, с повышением температуры разрастается внутри их в виде семейства пластинчатых кристаллов, образуя развитую субструктуру. Ориентированное образование аустенита и наличие кристаллографической связи со структурно – свободным ферритом указывает на видманштеттовый характер такого полиморфного превращения. Накопление дефектов кристаллической решетки при трансформации феррита в аустенит обуславливает развитие процессов полигонизации и рекристаллизации, способствуя структурной перекристаллизации стали при термической обработке.

ВКЛАД БОЛЬШЕУГЛОВЫХ ГРАНИЦ В ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ МЕТАЛЛОВ ПРИ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

В. М. Фарбер

УГТУ-УПИ, Екатеринбург

В поликристаллах большеугловые границы зерен принимают активное участие в пластической деформации тела, начиная с первых моментов его пластического течения. Это следует: из отсутствия I стадии деформационного упрочнения в поликристаллах, сплющивания зерен при перемещении их границ, испускании и поглощении решеточных дислокаций (РД) большеугловыми границами (БУГр) и многих других экспериментальных и теоретических данных. Границы зерен первыми испытывают “наклеп”: появление в структуре под действием внешних напряжений избыточных зернограницных дислокаций (ЗГД) и возврат структуры (исчезновение внесенных ЗГД), весьма быстро “перерабатывают” дефекты кристаллического строения, поступающих в них из кристаллов. Это предопределяет активное, а зачастую ведущее участие границ зерен в пластической деформации металла.

Эволюция структуры при холодной пластической деформации состоит в последовательном возникновении и росте границ различного типа: стенок дислокационных ячеек с углом разориентировки $\Theta = 0,1 - 0,5^\circ$, малоугловых дислокационных границ микро- и мезополос ($\Theta = 1 - 15^\circ$), большеугловых границ полос сдвига, полос деформации с (Θ в десятки градусов). Следовательно, без уяснения процессов, протекающих в границах зерен, и эволюции их структуры, невозможно глубокое понимание механизмов течения поликристаллических тел.

Целью работы явилось теоретическое рассмотрение процессов, протекающих в границах кристаллов при их перемещении, возникновении и рассыпании в ходе холодной пластической деформации металлов.

Показано, что перемещение большеугловых границ инициирует в районе комнатных и даже пониженных температур деформации диффузионные потоки вакансий по градиентам их химического потенциала внутри исходных и вновь образующихся границ.

В окрестностях исходных БУГр возникает особая по структуре, свойствам и “функциям” зона, в которой происходит интенсивный обмен дислокациями и вакансиями между телом зерен и их границами, сход новых деформационных БУГр с отдельных участков исходных границ. Практически одновременно происходит возникновение деформационных БУГр из дислокационных стенок, что, как показано в работе, также связано с потоками вакансий и действием больших эффективных напряжений.

В результате образования новых БУГр, стыкующихся с исходными, в деформируемом теле формируется замкнутая сетка границ, по которым распространяются закономерно ориентированные потоки вакансий и зернограницных дислокаций. Происходит интенсивный обмен РД и вакансиями между телом зерен и их границами, которые, с одной стороны, “перерабатывают” РД в ЗГД, а, с другой стороны, при объединении внесенных ЗГД испускают РД в тело зерен.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В ТОЛСТЫХ ЛИСТАХ ИЗ Si-Mn-Cr-Ni СТАЛИ

В. И. Спиваков, Э. А. Орлов, Е. А. Шпак

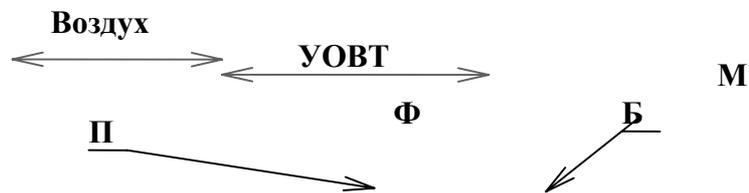
Институт черной металлургии НАНУ, Днепропетровск, Украина

Исследовали влияние скорости охлаждения (V) листов толщиной $10 \div 40$ мм из стали 10-15ХСНД при изменении химического состава в допустимых по ГОСТ 19281 пределах на характер структурообразования.

Анализ условий охлаждения раскатов указанных толщин в промышленных условиях стана 3600 показал, что V_{cp} в процессе деформационно-термического упрочнения (ДТУ) на уровень прочности $\sigma_T = 320 \div 540$ Н/мм² изменяется в пределах от $1,5 \div 7$ до $30 \div 50$ °С/с, однако, характер структур определяется V в каждом сечении раската и критическими точками $A_{r3} = f(A_{c3})$ и $A_{r1} = f(A_{c1})$ стали конкретной плавки.

Расчеты показали, что критические точки (A_{c3} , A_{c1}) изменяются соответственно от 812,2 до 912,6 °С и 715,4 до 782,0 °С при изменении химического состава в допустимых по ГОСТ 19281 пределах.

Показано, что скорости охлаждения в интервале температур $A_{c3} \div T_k$ изменяется в более широком диапазоне ($7,50 \div 0,70$ °С/с), чем в интервале температур $T_n \div T_k$ — ($1,62 \div 0,64$ °С/с) и лучше коррелируют с механическими свойствами листов, чем $V_{T_n \div T_k}$, т.к. $V_{A_{c3} \div T_k}$ учитывает интервал температур ($A_{c3} \div A_{r3}$) формирования зародышей новой фазы в аустените.



На рисунке приведена структурная диаграмма для среднего по ГОСТ химического состава стали 10ХСНД в зависимости от изменения V . Диапазоны изменения скоростей охлаждения листов толщиной 10-40 мм в промышленных условиях на воздухе и в установке ускоренного охлаждения (УОВТ) показаны на диаграмме стрелками.

Анализ аналогичных структурных диаграмм для различных химических составов сталей 10-15ХСНД показывает, что в плавках с минимальными значениями критических точек при ДТУ возникает опасность получения в поверхностных слоях листов толщиной $10 \div 16$ мм мартенситных структур, что негативно отражается на комплексе механических и эксплуатационных свойств готового проката. В связи с этим необходимо при одностадийной (без отпуска) обработке листов при ДТУ в интервале температур $A_{c3} \div T_k$ регулировать по корреляционным моделям интенсивность охлаждения (расход охладителя) с учетом реального химического состава плавки.

КАРБОНИТРИДЫ В МОНОКРИСТАЛЛЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

В. М. Гундырев, В. И. Зельдович, Н. Ю. Фролова.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург.

Рентгенографическое и металлографическое исследование строения монокристалла никелида титана Ti-51 ат.%Ni, выращенного в Сибирском физико-техническом институте (г.Томск), показало, что монокристалл состоит из блоков, имеющих форму пластин [1]. Пластины вытянуты вдоль направления роста, толщина пластин колеблется в пределах (0,1-0,4) мм, ширина достигает 10 мм. Поверхность каждой пластины параллельна плоскости (001) В2-фазы, направление роста [100] В2. Разориентация соседних пластин доходит до 3 градусов, разориентация участков внутри пластин на порядок меньше.

В монокристалле найдены включения карбонитрида титана. Химический состав включений, определенный по измеренному значению периода решетки, соответствует формуле $Ti(C_{0,8}N_{0,2})$. Включения имеют форму стержней, ось стержней параллельна направлениям $\langle 001 \rangle$ карбонитрида. Определены ориентационные соотношения между кристаллическими решетками В2-фазы и карбонитрида:



Установлено, что в каждой пластине В2-фазы из трех кристаллографически эквивалентных ориентаций решетки карбонитрида реализуется только одна, при которой плоскость (001) карбонитрида устанавливается параллельно поверхности пластины. В параллельных плоскостях (001) обеих решеток параметр несоответствия составляет всего 1,15%, и это плоскости хорошего сопряжения. В направлении, перпендикулярном этим плоскостям, параметр несоответствия велик и составляет 35%.

Включения карбонитрида располагаются длинными полосами в центральной части пластин В2-фазы. Полосы вытянуты вдоль направления роста пластин, вдоль осей дендритов. Полосы состоят из отдельных мелких колоний, в каждой колонии стержнеобразные включения вытянуты вдоль одного из трех направлений типа $\langle 001 \rangle$ карбонитрида. На некотором расстоянии от полос располагаются стержнеобразные карбонитриды одного направления [001], выстроенные в ряды по плоскостям (110) и (1-10) В2-фазы. По-видимому, в процессе кристаллизации дендриты обогащаются углеродом и азотом, поэтому в них локализованы включения карбонитридов.

По интенсивности рентгеновских рефлексов определена объемная доля частиц карбонитрида титана, которая оказалась равной $(0,58 \pm 0,06)\%$. Образование такого количества карбонитридов приводит к увеличению концентрации никеля в В2-матрице на 0,2 ат.%. Обогащение матрицы никелем при образовании карбонитридов создает предпосылки для протекания процесса старения при последующих термических обработках. Это обстоятельство следует учитывать при деформационно-термических воздействиях, необходимых в работе со сплавами никелида титана.

1. Гундырев В.М., Зельдович В.И., Фролова Н.Ю. // ФММ. 2003. Т.96. № 5. С.87-94.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МНОГОФАЗНЫХ ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ

Д. А. Баранов.

Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина.

Термомеханическая обработка (ТМО) многофазных сплавов осложнена тем, что фазы обладают разными реологическими свойствами и характеризуются различными температурно-скоростными параметрами восстановительных процессов. Например, в белых чугунах, состоящих из труднодеформируемых карбидных фаз с высокой температурой рекристаллизации и аустенита, сравнительно легко рекристаллизуемого, по завершении горячей прокатки иковки последствия деформации длительно сохраняются в карбидной фазе. Устранение их связано не только с полигонизацией и рекристаллизацией в объеме кристаллов, но и вследствие развития процессов растворения и выделения, обусловленных влиянием дефектов кристаллического строения на энергию Гиббса фаз. В связи с этим в многофазных сплавах совмещение деформации и термической обработки для каждой из фаз ведет к различным видам ТМО, а для всего сплава ТМО имеет комплексный характер.

Во время деформирования сплава крупные частицы карбидов испытывают больший наклеп, чем мелкие. Преимущественное накопление дефектов кристаллического строения и разрушение крупных частиц карбидов увеличивает их растворимость при нагревании, благодаря чему в сплавах происходит перераспределение карбидной фазы. Имеет место растворение крупных частиц, сопровождающееся ростом мелких, менее деформированных частиц. Это явление названо декоалесценцией, поскольку ведет к растворению крупных частиц. Замена изотермической обработки термоциклической способствует развитию декоалесценции. Декоалесценция может быть использована для устранения массивов эвтектических карбидов в высокоуглеродистых сплавах железа.

В графитизированных сплавах железа горячая деформация вызывает необратимые изменения в графите, температура рекристаллизации которого лежит выше температуры плавления сплава. Как правило, формоизменение графита при деформировании сплава остается неизменным при дальнейших термических обработках. Благодаря однообразно ориентированным графитным частицам деформированный высокопрочный чугун обладает анизотропными механическими и физико-химическими свойствами. От ориентации вытянутого графита относительно рабочих поверхностей зависят стойкость и надежность работы чугунных изделий. В связи с этим пластическая деформация призвана создать на рабочих поверхностях изделия такую ориентированную структуру деформированного графита, которая обеспечивает максимальную стойкость ее. Например, в условиях сухого трения скольжения максимальной износостойкостью обладает поверхность, перпендикулярная графитным пластинкам. Сопротивление коррозии, наоборот, максимально в плоскостях, параллельных графитным пластинкам. Последеформационная термическая обработка позволяет варьировать в широком диапазоне свойства деформированного чугуна. Разработка технологии деформированного высокопрочного чугуна должна производиться на основе новой концепции создания многофункциональных материалов.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ, СТАБИЛЬНОСТЬ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА, ВЫЗВАННЫЕ РАЗЛИЧНЫМИ УСЛОВИЯМИ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Fe И Co

Н. И. Носкова, В. В. Шулика, Н. В. Дмитриева, В. А. Лукшина, А. П. Потапов, А. Г. Лаврентьев, Г. С. Корзунин.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург.

Методами просвечивающей электронной микроскопии, микротвердости и магнитометрии исследованы структурно-фазовые превращения при разных условиях нанокристаллизации в аморфных магнитомягких сплавах с различной величиной магнитострикции λ_S : $\text{Fe}_5\text{Co}_{70}\text{Si}_{15}\text{B}_{10}$ ($\lambda_S \approx 0.5 \cdot 10^{-6}$) и $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{20}\text{Si}_5\text{B}_{15}$ ($\lambda_S \approx 30 \cdot 10^{-6}$), а также с различным исходным химическим составом ($\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}$, $\text{Fe}_3\text{Co}_{67}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_{12}$, $\text{Fe}_4\text{Co}_{69}\text{Si}_{15}\text{B}_{12}$, $\text{Fe}_5\text{Co}_{72}\text{Si}_{15}\text{B}_{12}$) и с различной величиной наведенной магнитной анизотропии.

Изучено влияние условий отжига в магнитном поле (температуры нагрева, скорости охлаждения, частоты переменного магнитного поля) на величину поля смещения (ΔH) петли гистерезиса магнитомягких сплавов и исследована связь структурного состояния сплавов с величиной поля смещения петли гистерезиса. На основании результатов исследования стабильности доменных границ при закалке от температуры Кюри и структурных изменений, вызванных отжигом в постоянном магнитном поле сплавов, предложено физическое объяснение этого эффекта.

Структура сплавов $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$, $\text{Fe}_3\text{Co}_{67}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_{12}$, $\text{Fe}_4\text{Co}_{69}\text{Si}_{15}\text{B}_{12}$, $\text{Fe}_5\text{Co}_{72}\text{Si}_{15}\text{B}_{12}$ с различной величиной магнитной анизотропии, наведенной термо-механо-магнитной обработкой, изучалась методом просвечивающей электронной микроскопии в режиме высокого разрешения. Структура аморфного сплава $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}$ после кристаллизации при 520°C в течение 2 часов без внешней нагрузки имеет типичный вид нанокристаллического состояния с размером нанозерна, изменяющимся от 5 до 15 нм. В результате кристаллизации при этом температурном и временном режиме, но в условиях приложенных внешних напряжений ($\sigma = 4.38$ МПа) размер нанозерна существенно не изменяется. Кристаллизация при 520°C в течение 8 часов в условиях внешних напряжений вызывает рост нанозерна (до 20 нм) и изменение в фазовом составе сплава. Внутри нанозерен возникают внутренние упругие искажения. Сравнение результатов магнитного и структурного исследования позволило выделить влияние состава и размера фаз, выделяющихся при обработках, на стабильность и величину наведенной магнитной анизотропии сплавов.

Исследовано влияние температуры отжига на структуру и магнитные свойства аморфного сплава $\text{Co}_{81.5}\text{Mo}_{9.5}\text{Zr}_9$

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ – проект № 04-02-17674

СТРУКТУРА И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ АЗОТА МЕЖДУ ФАЗАМИ СТАЛИ X18H10T ПОСЛЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ТЕРМООБРАБОТКИ

А. Г. Свяжин^{*}, Е. С. Шайдурова^{*}, Е. Сивка^{**},
Л. М. Капуткина^{*}, В. Г. Прокошкина^{*}.

^{*}Московский государственный институт стали и сплавов, Москва.

^{**}Ченстоховский Политехнический Институт, Ченстохов, Польша.

Особенность аустенитных высокоазотистых сталей в том, что растворимость азота в твердом растворе выше, чем в жидком. Это определяет поведение азота при кристаллизации таких сталей и его распределение между фазами в литой структуре. Ранее /1/ было показано, что даже в условиях быстрой кристаллизации при давлении насыщения выше 0,9 МПа доля азота в твердом растворе с ростом давления уменьшается вследствие выделения нитридных фаз. В данной работе продолжено исследование этого явления при давлениях до 3,2 МПа.

Установлено, что, несмотря на небольшие размеры слитка, локальная скорость охлаждения по мере удаления от поверхности уменьшается. Однако, достаточно четкой тенденции изменения N_V от края к центру, аналогичной d_1 и d_2 для слитков, выплавленных при $P_{N_2}=0,1$ МПа не установлено. Для более высокого давления такая тенденция наблюдается. Значения N_V имеют большую дисперсию, превышающую дисперсию N_V тех же слитков после холодной деформации или закалки. Структура становится более однородной, следовательно, повышенная дисперсия величин N_V для литой структуры связана с ее неоднородностью по сечению, проявляющейся даже для микрослитков и высокой скорости охлаждения. Для слитков, выплавленных в азоте N_V выше, чем в аргоне и увеличивается с увеличением давления азота. При $P_{N_2}=0,1$ МПа значения N_V , полученные в данной работе немного выше, чем в /1/. Отмечен небольшой рост значений N_V при малых значениях параметра d_2 для слитков с азотом. Аналогичная зависимость микротвердости установлена и от расстояния между осями дендритов первого порядка: небольшое увеличение N_V для стали с азотом с уменьшением параметра d_1 . Микротвердость стали после закалки в обоих случаях выравнивается по сечению слитка. После холодной деформации литой структуры также наблюдается некоторое выравнивание N_V по сечению.

Рентгеноструктурный анализ показал, что в литом состоянии структура микрослитков стали X18H10T состоит из аустенита и нитридов, по-видимому, образовавшихся при кристаллизации. Ранее /1/ установлено, что в микрослитке этой стали, затвердевшем со скоростью охлаждения 10^3 К/с, количество азота в твердом растворе с ростом давления азота до 1,5 МПа также увеличивается, при дальнейшем увеличении давления азота начинает уменьшаться. Азот и хром переходят в нитриды. В данной работе эта тенденция подтверждается.

Литература

1. Капуткина Л.М., Svyazhin A.G., Efimenko S.P., Siwka J., Kindop W.E., Morozova T.I., Fubrin Ss.Yu.: Hutnik-Wiadomosci hutnicze.Vol 62, 1995, № 5, s. 145.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ОХРУПЧЕННОЙ ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ 08X18T1

Д. А. Мирзаев^{*}, Д. В. Шабуров^{**}, И. Л. Яковлева^{***}, А. В. Панов^{**}.

^{*} Южно-Уральский государственный университет, Челябинск.

^{**} ОАО «Мечел», Челябинск.

^{***} Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург.

Основные причины охрупчивания сталей после исходной высокотемпературной прокатки рассмотрены в работах Бернштейна М.Л., Одесского П.Д., Горецкого В.Н. и других авторов.

В данной работе рассмотрены причины охрупчивания стали 08X18T1 в результате высокотемпературной ($T_n = 1280^\circ\text{C}$) горячей прокатки и влияние последующей деформации при различных режимах на ударную вязкость предварительно охрупченной стали.

Показано, что охрупчивание стали после высокотемпературной прокатки вероятно связано с ростом зерна α -фазы и наличием мелкодисперсных выделений карбонитрида титана на субграницах в условиях динамической полигонизации.

Установлено, что повторная прокатка при температурах $800\text{--}1100^\circ\text{C}$ со степенями деформации 35 и 50 % почти не влияет на ударную вязкость. Повышение ударной вязкости наблюдается только при деформации $\sim 65\%$ при температурах нагрева на $800\text{--}1000^\circ\text{C}$.

Показано, что характер излома находится в соответствии с уровнем ударной вязкости. Главная особенность изломов в вязком состоянии заключается в образовании крупных трещин перпендикулярных поверхности излома и той грани образца для ударных испытаний, на которые нанесен U-образный надрез.

Методами электронной микроскопии показано, что структура стали после деформации на 35% состоит из вытянутых субзерен, содержащих ячейки или фрагменты. Внутри ячеек присутствуют дислокационные сетки. В структуре образцов, деформированных на 65% наблюдали субзерна в виде многоугольников и субзерна с почти параллельными границами. Угол разориентировки субзерен выше, чем для степени деформации 35%.

Установлено, что причиной повышения вязкости стали 08X18T1 является возникновение ослабленных плоскостей, параллельных плоскости проката, по которым происходит расслоение по плоскостям перпендикулярным основной поверхности разрушения. При этом меняется характер напряженного состояния у вершины основной трещины от полидеформированного к плосконапряженному, что приводит к смене хрупкого разрушения на вязкое.

В рамках теории разрушения обсуждены полученные экспериментальные результаты.

ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ «СМАЧИВАНИЯ» ВТОРОЙ ТВЕРДОЙ ФАЗОЙ

Б. Б. Страумал^{*,**}, М. Н. Волков^{**}, А. С. Хрущева^{*}, А. О. Родин^{**}

^{*}*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка.*

^{**}*Московский государственный институт стали и сплавов, Москва.*

Границы зерен существенным образом определяют свойства поликристаллов, в особенности в тех случаях, когда размер зерен лежит в интервале от нескольких микрон до нескольких нанометров, а на границах зерен оказывается от нескольких процентов до трети общего числа атомов материала. В результате целого ряда исследований, проведенных в последние годы, на объемных фазовых диаграммах начали появляться линии равновесных зернограничных фазовых переходов. При пересечении этих линий резко изменяются свойства поликристаллических материалов, в частности, их диффузионная проницаемость, хрупкость, скорость пластической деформации и максимальное удлинение, скорость миграции границ и роста зерен, электросопротивление и т.д.

Зернограничные фазовые переходы смачивания жидкой фазой происходят в двухфазной области фазовой диаграммы, в которой в равновесии находятся жидкая L и твердая S фазы. Выше температуры зернограничного фазового перехода смачивания граница зерен не может более сосуществовать в равновесном контакте с расплавом. Слой жидкой фазы должен заменить границу зерен.

Точно также в двухфазных областях объемных фазовых диаграмм, где в равновесии находятся две твердые фазы S_1 и S_2 , может – в принципе – происходить зернограничный фазовый переход «смачивания» границ зерен в твердой фазе S_1 второй твердой фазой S_2 . Выше температуры зернограничного фазового перехода «смачивания» второй твердой фазой граница зерен в твердой фазе S_1 не может более сосуществовать в равновесном контакте с второй твердой фазой S_2 . Слой второй твердой фазой S_2 должен заменить границу зерен в фазе S_1 . Такое превращение происходит, если энергия двух межфазных границ между фазами S_1 и S_2 меньше энергии границ зерен.

Зернограничный фазовый переход «смачивания» границ зерен в твердой фазе S_1 второй твердой фазой S_2 был впервые обнаружен и исследован нами в сплаве Zn–5 вес.% Al. При температурах ниже 283°C фаза (Al) не смачивает границы зерен в фазе (Zn) и имеет форму отдельных частиц. При дальнейшем повышении температуры в поликристалле появляются границы зерен Zn/Zn, полностью покрытые слоем фазы (Al). С ростом температуры доля таких границ растет и достигает 40% при температуре эвтектики. Участки искривленных границ зерен имеют разную энергию. Наблюдалось, как на искривленной границе зерен в фазе (Zn) меняются условия «смачивания».

Приведены предварительные результаты о том, что зернограничный фазовый переход «смачивания» границ зерен второй твердой фазой наблюдается и в двухфазных областях феррит+аустенит и аустенит+цементит фазовой диаграммы Fe–C.

Авторы благодарят за финансовую поддержку Российский фонд фундаментальных исследований (проекты 04-03-32800 и 03-02-04000), программу научных обменов НАТО (проект PST.CLG.979375), программу ИНТАС (проект 03-51-3779) и Миннауки и образования ФРГ и РФ (проект RUS 04/014).

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ

Б. М. Эфрос^{*}, С. В. Гладковский^{**}, Л. В. Лоладзе^{*},
В. Р. Бараз^{**}, О. В. Прокофьева^{*}

^{*}Донецкий физико-технический институт НАНУ, Донецк, Украина.

^{**}Уральский государственный технический университет, Екатеринбург

Для слабо стареющих аустенитных сплавов системы Fe–Cr–Ni эффективным способом достижения высоких значений прочностных свойств является термомеханическая обработка. В таких сталях существенная роль старения как заключительной технологической операции проявляется благодаря структурным изменениям, подготовленным предшествующей пластической деформацией.

Изучены структурные и фазовые превращения в метастабильных аустенитных сталях на основе Fe–Cr–Ni- и Fe–Mn–Cr-твердых растворов при термомеханической обработке. Реализация данных превращений в исследованных сталях с метастабильным аустенитом при пластической деформации и старении в цикле термомеханической обработки сопровождается изменением их механических свойств. Показано, что эффект термомеханического упрочнения определяется наличием метастабильного аустенита и возможностью развития мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. При этом, вклад образующегося α -мартенсита деформации в большей мере проявляется на этапе деформационного старения.

Исследования показали, что при проведении холодной пластической деформации наблюдается разрыхление аустенитных сталей вследствие накопления несплошностей (микропор и микротрещин). Этот эффект заметнее проявляется в сталях с метастабильным аустенитом. В процессе последующего старения может происходить самозалечивание дефектов. Это возможно в том случае, если их образование на этапе предшествующего деформирования не выходит за пределы стадии формирования упруго равновесных микропор и микротрещин.

В работе показано, что образование несплошностей может быть уменьшено регулированием вида напряженного состояния, например, путем повышения доли сжимающих напряжений в очаге деформации. Подобная схема нагружения достигается при проведении деформации гидродинамическим волочением и гидроэкструзией.

Деформирование в условиях преобладания сжимающих напряжений стимулирует в метастабильных аустенитных сталях Fe–Mn–Cr- композиции развитие мартенситного превращения типа $\gamma \rightarrow \epsilon$, идущего с уменьшением удельного объема, и препятствует мартенситной реакции, связанной с образованием α -мартенсита. Высокая интенсивность деформационного упрочнения при гидроэкструзии Fe–Mn–Cr сталей с низким содержанием углерода ($C \approx 0,03\%$) обусловлена существенной активизацией мартенситного $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения и процессов деформационного двойникования.

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ.

В. Н. Пустовойт, О. Ю. Сорочкина.

Донской Государственный Технический Университет, Ростов на Дону.

Исследования проводили на модельной стали 120Х6 (температура $M_n=10^0C$). Магнитное поле напряженностью 2,0 МА/м получали в межполюсном зазоре 20 мм электромагнита ФЛ-1. После нагрева в аустенитную область и выдержки образцы $\varnothing 3$ мм и длиной 18мм переносились в межполюсной промежутки и длительно охлаждались в потоке воды ($t=20, 10$ и 0^0C).

Известно, что аустенит при температурах несколько выше начала перлитного распада проявляет суперпарамагнитные свойства, вызванные особым магнитным расслоением из-за образования ансамбля ферромагнитноупорядоченных кластеров, образующихся и аннигилирующих по статистическим законам. При воздействии внешним магнитным полем степень магнитного расслоения матрицы усиливается, а ферромагнитные кластеры, воспринимая энергию внешнего поля через магнитострикционные напряжения, изменяют поля упругих сил решетки аустенита и этим способствуют снижению энергетического барьера для образования зародышевого центра критического размера. Это инициирует в поле магнитострикционных напряжений расщепление полных дислокаций с образованием дефектов упаковки и развития превращения по схеме $\gamma \rightarrow \text{д.у.} \rightarrow \alpha$.

Исследование структуры стали 120Х6 после охлаждения до температур, лежащих выше M_n показало, что под действием магнитного поля образуется мартенсит (до 40% объема при охлаждении в ледяной воде). По своей морфологии и субструктуре кристаллы мартенсита близки к мартенситу охлаждения и, очевидно, являются мартенситом «напряжения». При аналогичном охлаждении без магнитного поля мартенсит не образуется. Таким образом, в температурном интервале $M_d - M_n$, где проявляется эффект сверхпластичности, малые магнитострикционные напряжения ($\sigma_\lambda \approx 8\text{МПа}$) способны вызвать образование мартенсита в микрообъемах аустенита с ферромагнитным упорядочением.

Это обстоятельство позволяет, в частности, использовать внешнее магнитное поле для «внутренней» правки изделий, склонных к короблению при закалке. Мартенсит напряжения, образующийся в температурном интервале сверхпластичности аустенита, то есть при температурах выше M_n , испытывает распад «in statu nascendi», что снижает уровень структурных напряжений при закалке и вероятность коробления изделий. Эффект усиливается, если вектор магнитного потока параллелен длинной оси изделия. В этом случае имеет место своеобразное «заневоливание» изделия.

УПРОЧНЕНИЕ СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ ДВУКРАТНОЙ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ С ПРОМЕЖУТОЧНЫМ И ОКОНЧАТЕЛЬНЫМ ОТПУСКАМИ

Л. С. Малинов

Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Украина.

Холодная пластическая деформация (хпд) позволяет получить в сталях с метастабильным аустенитом высокий уровень прочностных свойств. Однако при этом существенно снижается пластичность. Применение двукратной хпд с промежуточным и окончательным отпусками обеспечивает получение высоких прочностных свойств и достаточной пластичности. Суть этой деформационно-термической обработки заключается в следующем.

Первая хпд после предварительной закалки проводится со степенями деформации, вызывающими образование большого количества мартенситных фаз, но не приводящими к образованию микротрещин. Затем осуществляют отпуск до температур, обеспечивающих частичное или полное превращение мартенситных фаз в аустенит, но исключающих процесс рекристаллизации. В результате аустенит наследует высокую плотность дислокаций мартенсита, а также может быть дополнительно упрочнен дисперсными частицами фаз (карбиды, карбонитриды, интерметаллиды), выделяющимися при нагреве и выдержке в процессе отпуска. После проведения указанных обработок стали имеют значительно более высокий уровень прочностных свойств, чем после закалки, при незначительном снижении пластичности.

Вторая хпд проводится со сравнительно небольшими степенями ($\varepsilon \leq 25\%$). После ее проведения происходит дополнительное упрочнение стали за счет увеличения плотности дислокаций и частичного превращения аустенита в мартенсит (α - и, или ε -) деформации. Однако оптимальное количество аустенита в структуре следует сохранить и обеспечить протекание деформационных мартенситных превращений при последующем нагружении в процессе испытания механических свойств или эксплуатации.

Заключительный отпуск, осуществляемый при температурах 300-400 °С, позволяет уменьшить внутренние напряжения и обеспечивает наиболее высокий уровень механических свойств.

Проведение деформационно-термической обработки, включающей двукратную хпд, промежуточный и заключительный отпуска, позволили получить в стали 14X14Г12Ф следующий уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 1260$ МПа, $\sigma_B = 1340$ МПа, $\delta = 17\%$. В стали 20X13Г12 эти свойства таковы: $\sigma_{0,2} = 1450$ МПа, $\sigma_B = 1650$ МПа, $\delta = 15\%$.

Рассмотренный способ эффективен также для низкоуглеродистых мартенситных и мартенситно-аустенитных сталей. В них целесообразно после первой хпд проводить отпуск в межкритическом интервале температур для получения или увеличения количества метастабильного аустенита.

Приведенные данные свидетельствуют о целесообразности упрочнения сталей, в структуре которых может быть получен метастабильный аустенит, двукратной хпд с промежуточными заключительными отпусками.

ПЕРСПЕКТИВЫ УЛУЧШЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИСТОВЫХ СТАБИЛИЗИРОВАННЫХ ТИТАНОМ ФЕРРИТНЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ПРИ ИХ ПОЛУЧЕНИИ В РЕЖИМЕ ВТМО

В. Е. Ольшанецкий, В. Л. Грешта, А. В. Климов

*Запорожский национальный технический университет, Запорожье,
Украина*

Листовые ферритные коррозионностойкие стали типа 08X18T1, как и большинство материалов, кристаллизирующихся в системе объемноцентрированного куба, характеризуются высоким уровнем критических скальвающих напряжений, необходимых для начала процессов ламинарного скольжения дислокаций при деформировании, что негативно сказывается на технологичности сталей данного класса при штамповке изделий. В свою очередь, кроме особенностей кристаллического строения, способность листового материала к формоизменению определяется составом твердого раствора относительно растворенных в нем примесей. Пересыщение стали атомами углерода и азота, а также примесями замещения приводит к увеличению сил “трения” при перемещении дислокаций и снижению технологической пластичности листового проката со структурой высокохромистого феррита (ВХФ).

В высокохромистых сталях, стабилизированных такими сильными карбидообразователями, как титан и ниобий, структурное состояние твердого раствора по содержанию углерода и азота может изменяться непосредственно в процессе металлургического передела вследствие нарушения термической устойчивости первичных титанистых соединений при высокотемпературных нагревах слэбов под прокатку до 1300-1350°C.

Повышение способности листовых ферритных сталей к формоизменению представляется возможным при их получении в режиме ВТМО. Благоприятный эффект от реализации такого рода технологического процесса состоит в формировании развитой субзеренной структуры, зафиксированной дисперсными выделениями вторичных фаз. При появлении в металле новых незакрепленных дислокаций уменьшается уровень упругости листовой заготовки, а наличие дисперсных частиц и “полупрозрачных” для дислокаций субграниц должно способствовать повышению величины деформационного упрочнения и сопротивления материала локализованной деформации при формоизменении.

При исследовании характера структурных изменений, происходящих в ферритных коррозионностойких сталях на отдельных этапах металлургического передела было установлено, что на стадии получения горячекатаного подката выполняются основные принципы ВТМО для сплавов без полиморфного превращения, а именно:

1. Получение к концу горячей деформации нерекристаллизованной структуры.
2. Формирование необходимой для дальнейшего старения степени пересыщенности твердого раствора.

Таким образом, для полной реализации схемы ВТМО в общем комплексе технологических операций получения холоднокатаного листа необходимо предусмотреть проведение дополнительной термической обработки подката, которая обеспечивала бы максимальное очищение ВХФ от примесей при выделении карбонитридных фаз. На основе металлографических исследований, а также результатов механических и натуральных испытаний установлено, что оптимальным вариантом термической обработки является операция промежуточного отжига рулонов при 800°C-4 часа.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ГРАДИЕНТОВ В СТАЛИ 60ГС2 ПРИ УСТАЛОСТИ С ТОКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

М. П. Ивахин ^{*}, Ю. Ф. Иванов ^{**}, В. Е. Громов ^{*}, С. В. Коновалов ^{*}, Э. В. Козлов ^{**}

^{*} *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк.*

^{**} *Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск,*

Целью работы является исследование усталостно-индуцированных структурно-фазовых градиентов в условиях электростимулирования ($t=15$ с, $f=70$ Гц) образцов из стали 60ГС2, прошедших 120000 циклов нагружения, при числе циклов разрушения равном 142000. Исследовался градиент на разных структурно-масштабных уровнях: уровне зерна, пакетов и кристаллов мартенсита, дефектной субструктуры кристаллов мартенсита, частиц карбидной фазы.

Ранее нами было установлено, что усталостные испытания стали при 120000 циклов нагружения не приводят к разрушению зеренного и внутризеренного уровней структуры стали. Последующее электростимулирование также не сопровождается значимым разрушением морфологии мартенситной структуры за редким исключением, связанным с формированием центров рекристаллизации. Центры рекристаллизации формируются и в результате преобразования структуры пакета. Вследствие коалесценции границ раздела кристаллов пакетного мартенсита в стали образуются обширные области, практически свободные от дислокаций. Значимые изменения дефектной субструктуры образца фиксируются лишь на уровне дислокационной подсистемы кристаллов мартенсита.

Сопоставляя результаты, полученные при анализе эволюции дефектной субструктуры усталостно нагруженного материала и материала, подвергнутого последующей электростимуляции, отметим, что вследствие электростимуляции увеличились средние размеры фрагментов и амплитуда кривизны кручения кристаллической решетки, заметно снизилась величина азимутальной составляющей угла полной разориентации и почти не изменилась скалярная плотность дислокаций.

Электростимулирование стали сопровождается образованием частиц цементита по границам и в стыках фрагментов. Частицы имеют округлую форму; средние размеры их незначительно возрастают по мере приближения к плоскости максимального нагружения. Электростимулирование усталостно нагруженной стали сопровождается активизацией процесса образования частиц карбидной фазы вдоль внутрифазных границ. Средние размеры частиц, независимо от типа границы, на которой они располагаются, существенно увеличиваются по мере приближения к плоскости максимального нагружения. Наиболее выражен данный эффект в объеме материала толщиной $\sim 0,8$ мм, прилегающем к плоскости максимального нагружения.

При исследовании материала вблизи поверхности разрушения в $\sim 30\%$ объема материала практически полностью отсутствуют характерные признаки структуры пакетного и пластинчатого мартенсита – мало- и большеугловые границы, расположенные упорядоченным образом. В этом случае в объеме зерен α -фазы формируется ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура.

Работа выполнена при финансовой поддержке в форме гранта Т02-05.8-2673 МО РФ по фундаментальным исследованиям в области технических наук.

О ВЛИЯНИИ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА ДЕФОРМИРОВАНИЕ ПОРИСТЫХ ТЕЛ

Л. А. Рябичева, Ю. В. Кравцова

Восточноукраинский национальный университет, Луганск, Украина

В настоящее время считается бесспорным, что с ростом скорости деформации сопротивление деформации материалов различного происхождения однозначно увеличивается, а пластичность падает. Влияние скорости деформации на данный процесс рассматривается во многих работах, однако получаемые результаты часто имеют разительные отличия, а иногда даже оказываются противоречивыми.

Многочисленные работы Эпштейна Г.Н. и Кайбышева О.А. посвящены изучению влияния скорости деформации на формирование структуры в металлах с различной кристаллической решеткой. Влияние скорости рассматривается на разных стадиях деформации с использованием кривых упрочнения, которые получены как при статических так и при динамических испытаниях.

Относительно пористых материалов данная информация в литературе присутствует в очень малых количествах и касается в большей степени вопросов уплотняемости порошков при воздействии динамических нагрузок и практически не затрагивает аспектов влияния скорости деформации на эволюцию пористости и развитие процессов упрочнения в пористых спеченных телах.

Следует заметить, что многочисленные исследования, проведенные Трефиловым В.И., Мильманом Ю.В., Фирстовым С.А., Подрезовым Ю.Н. по исследованию деформационного упрочнения пористого железа позволяют проводить аналогию и распространять закономерности деформирования компактных металлов при анализе влияния скорости деформации на поведение подобного рода материалов. В частности использовать известные дислокационные теории деформационного упрочнения для анализа механизмов деформации пористых тел с малой пористостью. В связи со сказанным, можно в основу закономерностей влияния скорости деформации на поведение пористых тел положить существующие для компактных металлов, хотя данный вопрос требует дополнительных экспериментальных исследований.

Целью настоящей работы является изучение влияния скорости деформации на поведение пористых материалов при сжатии. Установлено, что скорость деформации оказывает воздействие на скорость уплотнения – данный процесс происходит тем быстрее, чем выше скорость деформации. Основной эффект воздействия скорости деформации на уплотняемость пористых тел заключается в достижении меньшей пористости при фиксированной степени деформации. Данный эффект по-видимому объясняется уменьшением растягивающих напряжений при динамических скоростях деформации, которые при статических испытаниях приводят к разрыхлению образца. Помимо этого в процессе динамического сжатия, процесс залечивания пор облегчен в результате теплового эффекта, что приводит к лучшей уплотняемости пористого материала.

Проведенные экспериментальные исследования позволили получить эмпирические уравнения связи скорости деформации с коэффициентами, характеризующими скорость протекания процессов уплотнения и упрочнения, которые при статических скоростях деформации имеют экспоненциальный вид, а при динамических – линейный.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ

В. И.Алимов, А. П.Штычно, Е. А.Хохлаткина

Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина.

Сварные соединения на современном этапе развития техники незаменимы при монтаже металлических трубопроводов; их надежность при эксплуатации определяется при прочих равных условиях, качеством сварных соединений, к которым предъявляются наиболее высокие требования по прочности и вязкости. Обеспечить такие требования только путем изменения технологии сварки и сварочных материалов достаточно сложно, так как специфика сварки приводит к тому, что структура сварного шва и околошовной зоны при любых ее изменениях наследственно сохраняет свои особенности по сравнению со структурой, сформированной в трубах при их изготовлении.

Стремление получить равнопрочное сварное соединение при дуговой сварке трубопроводов, которое обеспечит минимальные поводки и коробления при дальнейшей их эксплуатации, оправдывает стратегию привлечения для решения этой задачи локальных комплексных деформационно-термических обработок.

В настоящей работе исследовали влияние локальной деформационно-термической обработки на структуру сварного соединения, полученного электродуговой сваркой труб из низкоуглеродистой стали. Сваренные встык отрезки труб диам. 108 мм с толщиной стенки 4 мм из стали с содержанием 0,22%С, 0,58 %Mn и 0,21 %Si после контроля качества сварки физическим методом разрезали на несколько продольных образцов в виде полос. Полосы подвергали нагреву в аустенитную область до температуры 1050-1150 °С, деформировали осадкой на прессе сварной шов до толщины трубы, подстуживали до температуры ниже A_{r1} с изотермической выдержкой в этой области и последующим охлаждением на воздухе; деформацию производили с разовой степенью обжатия и дробно.

По сечению сварного соединения наиболее равномерное зерно (феррита и перлитных колоний) с номером 9-10 по ГОСТ 5639-82 получили в случае дробной деформации при суммарной осадке 48%. При разовой интенсивной деформации наблюдали разнотернистость по сечению шва (зерно № 6-9); но при этом произошла частичная сфероидизация карбидов. В недеформированном шве номер зерна изменялся в пределах № 4-8 и при этом структура имела типичный для сварных швов ярко выраженный дендритный характер. Значения твердости по сечению сварного соединения коррелируют со структурными изменениями.

Режим обработки	Твердость, HV		
	Основной металл	Зона термического влияния	Зона шва
После сварки	1500-1530	1650-1900	2350-2400
ДТО с разовой деформацией	1500-1520	1680-1800	2000-2050
ДТО с дробной деформацией	1500-1520	1550-1600	1580-1620

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТНОЙ ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Л. О. Андрущук, С. П. Ошкадеров

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Киев, Украина.

Известно, что с помощью скоростной электротермической обработки сплавов, находящихся в метастабильном состоянии, в них неизбежны релаксационные процессы, приводящие к образованию таких промежуточных структур, которые нельзя получить при стандартных видах термомеханической обработки. Особенно перспективным является применение скоростной электротермической обработки для спекания металлических порошковых материалов путем прямого пропускания через них электрического тока. Нами разработана технология электроконтактного спекания порошковых Mn-Cr-Ni-Mo углеродистых сплавов на основе железа как для прямолинейных, так и кольцеобразных предварительно спрессованных образцов. При электроспекании происходит интенсификация процесса спекания вследствие активирующего влияния электрического тока.

Проведено металло-, фракто- и рентгенографическое изучение фазового состава, микроструктуры и структуры излома, а также дефектности структуры спеченных сплавов. Получено, что структура электроспеченных сплавов на основе железа является ферритно-бейнитно-мартенситной с преобладанием мартенситной фазы. Показано, что при электроспекании размер пор уменьшается, но общее их число изменяется мало, то есть поры измельчаются, что должно положительно сказаться на прочностных свойствах спеченных сплавов. Наряду со сферодизированными порами наблюдали следы эвтектики, что свидетельствует о локальном образовании значительного количества жидкой фазы в местах межчастичных контактов в процессе электроспекания. На поверхности излома этих образцов появились гладкие поверхности пор сферической формы. Это свидетельствует о том, что жидкая фаза, образующаяся в местах межчастичных контактов, обволакивает поверхности пор, заполняет все неровности и делает их гладкими. Ямочный или линейный характер межчастичных соединений свидетельствует о хорошем развитии пор.

Изучение механических свойств образцов этих сплавов показало, что они являются более высокими, чем для аналогичных сплавов, спеченных печным методом. При этом сокращается как время спекания, так и энергозатраты. Основной вклад в повышение прочностных свойств вносит как мартенсит, образующийся вследствие большой скорости охлаждения после электроспекания, так и более крупные структурно, более совершенные геометрически межчастичные соединения, формированию которых способствует жидкая фаза, появляющаяся в этих местах из-за локального повышения в них температуры при электроспекании. Результаты исследований структуры и свойств как прямолинейных, так и кольцеобразных спеченных электроконтактно образцов этих сплавов согласуются.

СВЯЗЬ СТРУКТУРЫ С ИЗНОСОСТОЙКОСТЬЮ СТАЛИ 40X

С. А. Беспалов, П. Ю. Волосевич

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Киев, Украина

Методом склерометрии выявлено, что повышение температуры закалки стали 40X от стандартной до 1050 °С приводит к существенному увеличению средней величины периода цикличности значений микротвердости от 30 до 250 мкм. При этом она растет и изменяется в пределах от 3500 до 13200 Н/мм². Высокий отпуск не изменяет характер цикличности, а лишь понижает средний уровень микротвердости стали относительно закаленных состояний до 2900 Н/мм².

Электронно-микроскопические исследования показали, что повышение температуры закалки вызывает изменение морфологических особенностей образующихся мартенситов, сопровождаясь появлением больших микродвойникованных кристаллов игольчатого мартенсита, отпуск которых способствует образованию более крупных карбидов по сравнению с пакетным мартенситом, формирующим основную структуру.

Причиной образования микродвойникованных кристаллов мартенсита, очевидно, является возрастающая с повышением температуры закалки неравномерность распределения углерода, о чем косвенно свидетельствует анализ результатов склерометрии и структур отпуска.

Выделение при отпуске больших карбидов (до 0,28 мкм) внутри кристаллов игольчатого мартенсита по сравнению с пакетным (до 0,11 мкм) способствует формированию более стойкого карбидного каркаса (а соответственно и участков микроструктуры) по отношению к распаду в результате микропластических деформаций при царапаны и трении.

Анализ износостойкости в режиме сухого трения-скольжения в паре сталь-сталь показал, что закалка от повышенной температуры с последующим высоким отпуском приводит к росту трибологических характеристик образцов из стали 40X по сравнению с обработанными по стандартным режимам на 19 %. При этом износостойкость контртела также повысилась на 29 %.

Таким образом, увеличение температуры закалки через распределение углерода ведет к образованию в стали 40X участков микроструктуры в виде крупных микродвойникованных кристаллов, обладающих повышенными механическими характеристиками и стойкостью к микропластической деформации и способных играть после отпуска роль пятен контакта при трении.

Возрастание степени гетерогенности структуры поверхности контакта и ее микротвердости связано с повышением стойкости карбидов к распаду при пластической деформации благодаря увеличению их размеров. Это является решающим в уменьшении интенсивности изнашивания пары трения, что хорошо согласуется с принципом строения антифрикционных материалов Шарпи-Бочвара.

МОРФОЛОГИЯ ЦЕМЕНТИТА И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В ФЕРРИТО-ЦЕМЕНТИТНЫХ СМЕСЯХ ПРИ НАГРЕВЕ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР

П. Ю. Волосевич

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Киев, Украина.

Продолжающаяся интенсификация термических обработок благодаря использованию скоростных методов нагревов и охлаждений делает актуальным и в настоящее время изучение роли карбидных фаз в процессах структурообразования сталей при $\alpha_{\text{ф}} + \text{ц} \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращениях о чем свидетельствуют литературные данные. Это связано с особенностями влияния морфологии и размерных параметров карбидов на зарождение аустенита в межкритическом интервале температур ($A_{\text{c1}} - A_{\text{c3}}$). Несомненно, что характер изменения температуры начала образования аустенита (A_{c1}) от скорости нагрева и содержания углерода, находящегося в стали после большинства термических обработок в виде карбидов различных морфологических типов, связан с механизмом его проникновения в окружающую ферритную матрицу, который до настоящего времени остается дискуссионным. На основании анализа полученных в работе результатов электронно-микроскопических исследований на просвет тонких фольг, а также литературных данных, касающихся участия карбидных частиц в зарождении аустенита, рассмотрено поведение карбидов различных морфологических типов (глобулярного игольчатого и пластинчатого) в сталях Fe-Ni-C и 45ХН2МФА при нагревах в межкритический интервал температур. Отмечено, что кинетика проникновения углерода, в окружающую глобулярный цементит ферритную матрицу, зависит от размера карбидов, скорости и температуры нагрева, изменяясь от медленного продавливания при нагревах до температур A_{c1} до взрывообразного выброса вблизи A_{c3} . Установлено, что образованию аустенита при повышенных скоростях нагрева до A_{c1} предшествует увеличение плотности дислокаций в прилегающей к наиболее дисперсным глобулярным карбидам ферритной матрице. С повышением температуры нагрева до A_{c3} этот процесс идет еще активнее с привлечением более крупных карбидов при формировании вблизи них упорядоченных систем дефектов. В случае пластинчатой морфологии цементита повышение плотности дислокаций наблюдается у торцов его пластин. При игольчатой морфологии карбидов аустенит образуется в местах их расположения. Рассмотрены процессы, определяющие характер поведения карбидов и особенности их влияния на температурный интервал аустенизации. Отмечено, что кинетика проникновения углерода, в окружающую глобулярный цементит ферритную матрицу, зависит от размера карбидов, скорости и температуры нагрева, изменяясь от медленного продавливания при нагревах до температур A_{c1} до взрывообразного выброса вблизи A_{c3} . Сделан вывод, что причиной повышения плотности дислокаций вплоть до образования упорядоченных их систем в феррите вблизи глобулярного и торцов пластинчатого цементита является взрывообразный заброс в феррит углерода со стороны карбида в условиях недостатка времени для аустенизации.

МЕХАНО-ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Ю. А. Гарасим^{*}, И. Длоуги^{**}, С. П. Ошкадеров^{*}

¹*Институт металлофизики НАНУ, Киев, Украина.*

²*Институт металловедения ЧАН, Брно, Чешская республика.*

Изучена структура и механические свойства низколегированных Cr-Mn-Si-Mo-V (1,6-1,7%Mn, 1,5-1,85%Si, 1,0-1,1%Cr, 0,15-0,16%V) сталей с содержанием 0,3-0,6% углерода после их термического упрочнения по схеме механо-электротермической обработки (МЭТО). Сущность МЭТО заключается в скоростном электронагреве предварительно холоднодеформированных сталей с исходной структурой зернистого перлита до температур области неполной гомогенизации и последующих закалки и низкого отпуска. Исходную перед холодной деформацией структуру зернистого перлита в сталях получили закалкой от температур, соответствующих области существования гомогенного аустенита и высокотемпературным (680 °С) отпуском в течении 24-х часов. Структурные состояния сталей с различным содержанием углерода после такой обработки различались, в основном, объемной долей и размерами глобулярных частиц карбидной фазы при одинаковом межкарбидном расстоянии. Последующая холодная пластическая деформация (прокатка) при комнатной температуре вызывала наклеп ферритной составляющей структуры и практически не оказала влияния на состояние карбидной фазы. Условия аустенизации (скорость и температура нагрева) исследуемых сталей выбирали таким образом, чтобы в достаточной степени обеспечить проявление «эффекта наследственности» упрочнения и при этом сохранить оптимальную концентрационную неоднородность аустенита за счет неполного растворения в нем карбидных частиц. Установлено, что вследствие применения повышенных скоростей нагрева при МЭТО в сталях удается сформировать при нагреве аустенит с концентрацией углерода ниже среднего в стали, а после закалки – характерную для термоупрочненных сталей заэвтектоидного состава структуру низкоуглеродистого игольчатого мартенсита, гетерогенизированного частицами карбидной фазы. Такое структурное состояние характеризуется по сравнению с полученным в условиях стандартной (печной) термообработки не только более высоким уровнем прочностных свойств, в частности, предела текучести, но и вязкости разрушения. Например, для стали с 0,54%С после МЭТО достигнуты значения $\sigma_{0,2} = 1800 \text{ Н/мм}^2$ и $\varepsilon_p = 0,35$, тогда как после стандартной термической обработки $\sigma_{0,2} = 1500 \text{ Н/мм}^2$, а $\varepsilon_p = 0,23$. С помощью МЭТО удастся также повысить уровень контактной выносливости сталей до значений, характерных для наиболее распространенных стандартных подшипниковых сталей (типа ШХ-15).

Вместе с тем, технологическим достоинством доэвтектоидных сталей является их высокая деформируемость в холодном состоянии по сравнению с заэвтектоидными, что делает их весьма перспективными для изготовления элементов подшипников с помощью холодной раскатки.

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Fe-Si

Д. Н. Алешин^{*}, А. М. Глезер^{**}, В. Е. Громов^{*}, С. В. Коновалов^{*}, Н. А. Бабицкий^{*}

^{*} Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк.

^{**} ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва.

В работе проведено исследование влияния модифицирующих добавок, примесей внедрения и режимов предварительной высокотемпературной деформации и последующей термической обработки на механические свойства сплавов железа с 4-6% Si при комнатной температуре. При проведении экспериментов использовался метод математического планирования. В качестве варьируемых факторов были выбраны: содержание кремния в сплаве (от 3,5 до 4,5%) и примесей (от 0,013 до 0,024% C и от 0,001 до 0,004% S); температура последнего прохода при горячей прокатке (от 700 до 900⁰C); степень обжатия за последний проход (от 10 до 30%) и скорость охлаждения после горячей прокатки.

Образцы подвергались термообработке и далее механическим испытаниям на растяжение при комнатной температуре с определением предела текучести σ_T и относительного удлинения δ . Также, определялась глубина рекристаллизованной зоны h_p и средний размер зерна в этой зоне d_z и с использованием метода мессбауэровской спектроскопии параметры ближнего атомного упорядочения по Каули α_K .

На основании полученных уравнений регрессии можно извлечь полную информацию о влиянии ряда параметров на пластичность и прочность при комнатной температуре и на важные структурные параметры изученных сплавов.

Установлена зависимость пластичности от содержания кремния и зависимость от метода выплавки и состава шихты, а также от температуры конца горячей прокатки. Установлено, что снижение содержания примесей и использование более чистых шихтовых материалов приводят к некоторому повышению пластичности.

Следует отметить, что величина δ не зависит ни от степени обжатия за последний проход при горячей прокатке (в интервале 10-30 %), ни от скорости охлаждения после горячей прокатки. Анализируя результаты сделан вывод о том, что пластичность сплавов не зависит от скорости охлаждения, в то время как степень ближнего порядка α_K зависит от скорости закалки. Следовательно, существуют факторы, нивелирующие положительное влияние снижения степени атомного порядка на пластичность. К таким факторам, по-видимому, следует отнести закалочные напряжения, снижение совершенства рекристаллизованных зерен в приповерхностной зоне горячекатаной полосы и характер распределения примесей внедрения. На величину σ_T основное влияние оказывает содержание кремния и примесей в исследованных сплавах, а также температура конца горячей прокатки.

Таким образом показано, что снижение содержания примесей (C и S) и температуры конца горячей прокатки приводит к повышению пластичности при комнатной температуре сплавов Fe-Si с повышенным (3,5-4,5%) содержанием кремния. Влияния степени деформации при последнем проходе и скорости охлаждения после горячей прокатки на пластичность сплавов не обнаружено.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ГРАДИЕНТОВ В СТАЛИ 60ГС2 ПРИ УСТАЛОСТИ С ТОКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

М. П. Ивахин ^{*}, Ю. Ф. Иванов ^{**}, В. Е. Громов ^{*}, С. В. Коновалов ^{*}, Э. В. Козлов ^{**}

^{*} *Сибирский Государственный индустриальный университет, Новокузнецк.*

^{**} *Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск.*

Целью работы является исследование усталостно-индуцированных структурно-фазовых градиентов в условиях электростимулирования ($t=15c$, $f=70$ Гц) образцов из стали 60ГС2, прошедших 120000 циклов нагружения, при числе циклов разрушения равном 142000. Исследовался градиент на разных структурно-масштабных уровнях: уровне зерна, пакетов и кристаллов мартенсита, дефектной субструктуры кристаллов мартенсита, частиц карбидной фазы.

Ранее нами было установлено, что усталостные испытания стали при 120000 циклов нагружения не приводят к разрушению зеренного и внутризеренного уровней структуры стали. Последующее электростимулирование также не сопровождается значимым разрушением морфологии мартенситной структуры за редким исключением, связанным с формированием центров рекристаллизации. Центры рекристаллизации формируются и в результате преобразования структуры пакета. Вследствие коалесценции границ раздела кристаллов пакетного мартенсита в стали образуются обширные области, практически свободные от дислокаций. Значимые изменения дефектной субструктуры образца фиксируются лишь на уровне дислокационной подсистемы кристаллов мартенсита.

Сопоставляя результаты, полученные при анализе эволюции дефектной субструктуры усталостно нагруженного материала и материала, подвергнутого последующей электростимуляции, отметим, что вследствие электростимуляции увеличились средние размеры фрагментов и амплитуда кривизны кручения кристаллической решетки, заметно снизилась величина азимутальной составляющей угла полной разориентации и почти не изменилась скалярная плотность дислокаций.

Электростимулирование стали сопровождается образованием частиц цементита по границам и в стыках фрагментов. Частицы имеют округлую форму; средние размеры их незначительно возрастают по мере приближения к плоскости максимального нагружения. Электростимулирование усталостно нагруженной стали сопровождается активизацией процесса образования частиц карбидной фазы вдоль внутрифазных границ. Средние размеры частиц, независимо от типа границы, на которой они располагаются, существенно увеличиваются по мере приближения к плоскости максимального нагружения. Наиболее выражен данный эффект в объеме материала толщиной $\sim 0,8$ мм, прилегающем к плоскости максимального нагружения.

При исследовании материала вблизи поверхности разрушения в $\sim 30\%$ объема материала практически полностью отсутствуют характерные признаки структуры пакетного и пластинчатого мартенсита – мало- и большеугловые границы, расположенные упорядоченным образом. В этом случае в объеме зерен α -фазы формируется ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура.

Работа выполнена при финансовой поддержке в форме гранта Т02-05.8-2673 МО РФ по фундаментальным исследованиям в области технических наук.

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР В СТАЛИ 9ХФ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

В. В. Коваленко^{*}, С. Г. Жулейкин^{*}, Э. В. Козлов^{**}, Ю. Ф. Иванов^{***},
С. В. Коновалов^{*}, В. Е. Громов^{*}

^{*} *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк.*

^{**} *Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск.*

^{***} *Институт сильноточной электроники СО РАН, Новокузнецк*

Стали различного класса интенсивно подвергаются пластической деформации. В этих условиях в них накапливаются дислокации, разрушаются карбиды, изменяется структура твердого раствора, часть элементов внедрения оказывается на дислокациях. Процессы эти интенсивно исследуются для различных типов сталей, но полная картина отсутствует.

В работе исследования проведены с образцами, полученными из валков, из стали 9ХФ. Структура стали представляет собой пластинчатый перлит - конгломерат чередующихся прямолинейных пластин цементита и феррита. Плотность дислокаций в материале невелика: в α -фазе она составляет величину $\sim 0,6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, в пластинах цементита дислокации практически отсутствуют.

В ходе эксплуатации валков в поверхностных слоях происходит интенсивная пластическая деформация. Поскольку вблизи поверхности деформация максимальна, а в центре валка минимальна, то структура стали носит градиентный характер, т.е. изменения в структуре происходят по мере удаления от поверхности в глубь материала. Градиентные структуры тесно связаны с упрочнением и разрушением материала и поэтому сведения о них важны для повышения ресурса работы изделия или его восстановления.

Причем, чем ближе к поверхности образца, тем сильнее искривление колоний. Значительно возросла скалярная плотность дислокаций в α -фазе. Накопление дислокаций повлекло за собой их перераспределение и, как следствие, фрагментацию материала, т.е. образование разориентированных объемов, разделенных границами дислокационного типа. В исследуемой стали наблюдается два типа фрагментации - первичная и вторичная. При первичной фрагментации структура перлитных колоний в основном сохраняется. На фоне возросшей плотности дислокаций наблюдаются достаточно четкие субграницы, ориентированные в основном поперек ферритных пластин. Фрагменты имеют четко выраженную анизотропную форму. Они удлинены вдоль оси перлитной колонии. Ширина их равна поперечному размеру пластины α -фазы. Длинными границами фрагментов являются межфазные границы « α -матрица – цементит», существовавшие еще в стали в исходном состоянии. Практически под прямым углом к ним располагаются короткие границы. Находятся они внутри прослоек α -фазы и имеют дислокационную природу. Внутри всех фрагментов α -фазы присутствуют дислокации при плотностях, достигающих 10^{10} см^{-2} .

Установлено, что по мере развития деформации в материале валка происходит два процесса: разрушение цементитных пластин и растаскивание карбидных частиц по объему поверхностных слоев валка; деформационное растворение углерода из цементита.

Таким образом, можно заключить, что неоднородность пластической деформации валка в процессе эксплуатации формирует градиентную структуру. По мере удаления от поверхности убывают скалярная плотность дислокаций, внутренние напряжения и возрастают размер фрагментов, объемная доля цементита и совершенство перлитной структуры. Эволюция дислокационной и прочей дефектной структуры при ударных нагрузках принципиально не отличается от поведения ее при прокате.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта №МК-3830.2004.8 Президента РФ.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК W И C В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe-Co-Cr-B, Fe-W(Zr)-C-Cr-B НА ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

А. П. Семин^{*}, А. М. Глезер^{**}, В. Е. Громов^{*}, С. В. Коновалов^{*}

^{*} Сибирский Государственный индустриальный университет, Новокузнецк.
^{**} ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва.

В последние годы быстрозакаленные сплавы, имеющие высокую прочность и достаточно высокую пластичность, находят все более широкое применение в современной технике при изготовлении элементов прочности, составляющих композитов и других изделий. Высокие механические свойства можно реализовать в сплавах определенного химического состава путем закалки из жидкого состояния с определенной критической скоростью. В результате такой обработки образуется двухфазная ультрадисперсная структура, состоящая из аморфной матрицы и выделений нанокристаллической фазы.

В данной работе получение высоких механических свойств аморфно-кристаллических композитов на основе железа и кобальта достигалось в процессе закалки из расплава путем формирования тугоплавких карбидов в исходных заготовках, предназначенных для закалки из расплава. С этой целью выплавлялись сплавы системы Fe-Co-Cr-B, Fe-W(Zr)-C-Cr-B (табл.) Из всех сплавов методом закалки из расплава были получены ленты шириной 1, 10 и 20 мм в аморфном состоянии. Сплавы, содержащие (1-3) ат.% Zr и 3 ат.% W, оказались хрупкими и в дальнейшем не исследовались.

Химический состав и механические свойства исследованных сплавов

Сплав	Содержание элементов, ат.%				E, ГПа	σ_T , ГПа	m	HV, ГПа
	Fe	Co	W (Zr)	C				
1	70	-	-	-	168,7	3,05	1,58	12,2
2	60	10	-	-	164,6	3,1	2,20	9,5
3	50	20	-	-	174,3	3,3	1,67	8,7
4	40	30	-	-	170,6	2,9	1,70	6,2
5	68	-	1	1	175,8	3,3	1,90	15,1
6	66	-	2	2	190,6	3,52	3,27	16,4

Примечание. Кроме перечисленных элементов во всех сплавах содержалось 15 % Cr и 15 % B.

Из анализа табл. следует, что микротвердость сплавов плавно снижается при увеличении содержания кобальта. При введении вольфрама или циркония одновременно с углеродом значение HV резко возрастает по закону, близкому к линейному. Видно, что введение до 20 ат.% Co повышает значение предела текучести σ_T до 3,3 ГПа. Модуль Юнга E и коэффициент деформационного упрочнения m при этом также растут. В сплаве с 2 ат.% W и 2 ат.% C они превосходят предельные значения, полученные для аморфных сплавов (E=180 ГПа и m=2,5). Это означает, что в структуре таких сплавов присутствует вторая кристаллическая фаза с очень высокими механическими характеристиками.

Таким образом, установлено, что введение добавок вольфрама и углерода существенно повышает модуль Юнга и предел текучести аморфного сплава без снижения его пластичности.

ЭВОЛЮЦИЯ МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛИ ПРИ УСТАЛОСТИ

Е. Ю. Сучкова^{*}, Ю. Ф. Иванов^{**}, О. В. Соснин^{*},
Э. В. Козлов^{***}, В. Е. Громов^{*}, С. В. Коновалов^{*}

^{*} *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк.*

^{**} *Институт сильноточной электроники СОРАН, Новокузнецк.*

^{***} *Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск.*

Накопленный колоссальный экспериментальный материал по изменению структуры и фазового состава сталей при усталости свидетельствует чрезвычайной сложности процессов накопления усталостных повреждений и эволюции дефектной структуры и необходимости учета многочисленных факторов, влияющих на эти процессы. В предстоящей работе проанализировано изменение структурно-фазовых состояний закаленной на мартенсит стали 60ГС2 при многоциклового усталости. Анализировалось исходное состояние, разрушенное при $N=146000$ циклах и промежуточное ($N=120000$).

Закалка стали 60ГС2 от температуры аустенитизации привела к формированию в ней мартенситной структуры, состоящей из кристаллов пакетного мартенсита и пластинчатого мартенсита. Поперечные размеры кристаллов пакетного мартенсита в исследуемой нами стали составляют 0,1–0,2 мкм, поперечные размеры кристаллов пластинчатого мартенсита варьируются в более широких пределах: от 0,5 до 2 мкм. Размеры пакетов составляют единицы микрометра.

Усталостные испытания стали в выбранном нами режиме сопровождаются динамической рекристаллизацией. Этому способствуют как наличие дефектной субструктуры, сформировавшейся в стали при мартенситном превращении во время закалки, так и разогрев образца при усталостном нагружении. Проведенные нами электронно-микроскопические дифракционные исследования позволили выявить три механизма реализации динамической рекристаллизации стали. Два из них связаны с присутствующими в материале большеугловыми границами зерен, пакетов и кристаллов пластинчатого мартенсита, третий – с наличием в стали пакетного мартенсита.

Было установлено, что после $N=120000$ циклов нагружения преобладающим типом пакета в стали становится так называемый неоднородный пакет, в котором наряду с кристаллами обычных (характерных для структуры исходного состояния) поперечных размеров (0,1–0,2 мкм), располагаются кристаллы, размеры которых в 3–7 раз больше.

В обоих типах пакетов (с однородной и неоднородной реечной структурой) вдоль границ кристаллов мартенсита наблюдаются прослойки частиц цементита. В объеме кристаллов мартенсита частиц цементита не наблюдается. Дислокационная субструктура кристаллов представлена сетками, однако величина плотности дислокаций в широких кристаллах заметно ниже, чем в узких: в первом случае $\langle \rho \rangle \sim 3,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, во втором $\sim 6,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

И вблизи от плоскости разрушения, и на расстоянии ~ 5 мм от нее, структура стали представлена совокупностью субзерен динамической рекристаллизации, мартенситных кристаллов исходной структуры и пакетов с неоднородной реечной структурой.

При разрушении, однако, выявляются и существенные отличия, которые заключаются в степени распада структуры стали. Вблизи плоскости разрушения и на удалении от нее в объеме зерен рекристаллизации обнаруживаются частицы карбидной фазы. Вторым существенным отличием является присутствие в разрушенных образцах остаточного аустенита.

Формирование аустенита происходит в результате обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. Причиной этому является снижение температуры превращения вследствие присутствия частиц карбидной фазы и повышенной (по отношению к среднему по материалу) концентрации углерода на дефектах кристаллической решетки.

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР ПРИ ВОЛОЧЕНИИ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ И ОСАДКЕ

В. В. Грачев*, А. В. Громова*, В. Я. Целлермаер*, Э. В. Козлов**

* *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк.*

** *Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск.*

Решение проблемы управления пластичностью и прочностью сталей и разработка на этой основе новых технологических процессов волочения и холодной штамповки в значительной мере связаны с пониманием физической природы деформации. Для корректного описания формоизменения необходимо знание характера и закономерностей эволюции дефектной структуры. Поэтому исследование эволюции структуры сталей, лежащее в основе разработки технологий производства проволоки и крепежных изделий, актуально и представляет научный и практический интерес.

Исследования проводили на малоуглеродистых сталях марок Ст1кп, Ст2кп и Ст3кп. Исходные заготовки представляли собой катанку диаметром 6,5 мм, полученную горячей прокаткой. Исследования дислокационной субструктуры выполнены методами электронной дифракционной микроскопии.

Пластическую деформацию стали осуществляли волочением с последующим одноосным сжатием (холодная осадка на 2/3 высоты заготовки). Установлено, что независимо от смены вида деформирования, увеличение суммарной степени деформации сопровождается развитием процесса фрагментации и завершается превращением нефрагментированной субструктуры во фрагментированную. Показано, что процесс фрагментации обусловлен, главным образом, релаксацией дальнедействующих полей напряжений и самоорганизацией дислокационной субструктуры. При этом накапливается избыточная плотность дислокаций, которая переходит на границы фрагментов и обеспечивает рост разориентировок. Изменение вида напряженного состояния влияет на характер анизотропии фрагментированной субструктуры и может вызвать разрушение старых субграниц и образование новых. Эти процессы обуславливают немонотонное изменение скалярной плотности дислокаций с ростом степени деформации. В работе проведены исследования эволюции, при больших пластических деформациях одноосным сжатием, фрагментированной субструктуры, созданной предварительным волочением стали по схеме $\varnothing 6,5 \rightarrow \varnothing 4,0$. Показано, что деформация одноосным сжатием не приводит к смене типа дислокационной субструктуры. Детально определены количественные параметры фрагментированной субструктуры и установлен нелинейный ход ее эволюции. Отмечено, что на фоне интенсивной аннигиляции дислокаций в стенках фрагментов имеет место выход на насыщение всех параметров, кроме плотности дислокаций в границах фрагментов и разориентировок в них. Дислокационная подсистема переходит от накопления дислокаций к накоплению разориентировок. Получены данные о процессах самоорганизации в дислокационной субструктуре, найдены линейные корреляции между скалярной плотностью дислокаций, средними размерами фрагментов и степенью очищения объема фрагментов от дислокаций в малоуглеродистых сталях.

ЭВОЛЮЦИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

А. Б. Юрьев^{*}, В. В. Коваленко^{*}, С. В. Коновалов^{*}, В. Е. Громов^{*},
Ю. Ф. Иванов^{**}, Э. В. Козлов^{**}

^{*} *Сибирский Государственный индустриальный университет, Новокузнецк.*

^{**} *Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск.*

Экспериментальные исследования структур и фазового состояния, формирующихся в сечении в результате прерванной закалки, очень важно для понимания механизмов превращения, знание которых позволит целенаправленно изменять структуру и механические характеристики арматуры и изделия в целом.

Целью работы явилось установление физической природы и закономерностей формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний арматуры из стали марки 18Г2С в процессе термомеханического упрочнения.

При металлографических и электронно-микроскопических исследованиях структуры, фазового состава, фрактографии поверхности разрушения прутка стали 18Г2С установлено, что арматурная сталь, термоупрочненная методом прерванной закалки в потоке быстроходного стана имеет слоистое строение. Проведены исследования структуры и фазового состава выявленных слоев стали. Установлено, что структура центральной (осевой зоны) образуется в результате диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения с одновременным выделением частиц цементита. Совмещение диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения с процессами динамической рекристаллизации приводит к существенному измельчению ферритного зерна данной зоны и замещению пластинчатого перлита «псевдоперлитом». По мере удаления от центра осевой зоны увеличивается скалярная плотность дислокаций, сосредоточенных в структуре псевдоперлита (от 10^{10} см^{-2} в центре до $3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ на расстоянии 15 мм от поверхности охлаждения) и амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки, как ферритных зерен, так и областей псевдоперлита. Показано, что структура промежуточной зоны формировалась в два этапа: на стадии охлаждения в результате распада твердого раствора углерода в ГЦК кристаллической решетке образовалась двухфазная смесь, состоящая из частиц карбида железа сферической морфологии, расположенных в аустенитной матрице; на стадии самоотпуска под действием тепла осевого объема прутка наблюдается диффузионное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение с дополнительным выделением частиц карбида железа игольчатой морфологии. Структура приповерхностной зоны (~3 мм) на стадии охлаждения формируется в результате мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

В приповерхностном слое в результате быстрого снижения температуры стали произошло переохлаждению аустенита ниже температуры мартенситного превращения. Последнее способствовало $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению по сдвиговому механизму с образованием структуры пакетного мартенсита. Под действием остаточного тепла, сохранившегося в объеме прутка, температура приповерхностного слоя, после прекращения процедуры охлаждения, повысилась, что привело к протеканию в стали процесса «самоотпуска», вызвавшего распад пересыщенного твердого раствора и преобразования дислокационной субструктуры кристаллов мартенсита. Формирование структуры осевой зоны центрального слоя происходило при сравнительно медленном охлаждении, когда $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение полностью завершается в перлитной области.

ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ - ЭФФЕКТИВНЫЙ МЕТОД ПОВЫШЕНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ С НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ

С. И. Губенко, М. В. Иськов

Национальная металлургическая академия, Украина.

Исследованы условия изменения поведения межфазных границ включение-матрица стали при пластической деформации, связанные со склонностью неметаллических включений к образованию полостей. Межфазные границы включение-матрица стали имеют разную когезионную прочность, которую можно изменить путем различных воздействий. К ним относятся высокоэнергетические обработки: горячая деформация, высокотемпературный отжиг, лазерная термическая обработка. Эти воздействия вызывают протекание различных процессов в границах включение-матрица и способствуют перестройкам их структуры и изменению энергетического состояния.

Известно, что неметаллические включения являются центрами образования микроразрушений в сталях, характер которых зависит от типа включения, структуры межфазных границ включение-матрица, соотношения степеней пластичности включения и матрицы, соотношения прочностных характеристик включения, матрицы и границы их раздела, условий нагружения.

Внешние воздействия способствуют перестройке структуры межфазных границ включение-матрица в результате перераспределения граничных дефектов. Характер этих перестроек зависит от условий их реализации. Горячая пластическая деформация, вызывающая проскальзывание вдоль границ включение-матрица, приводит к сдвиговому сопряжению решеток включения и матрицы. Высокотемпературный отжиг привел к исчезновению микропор на границах раздела и существенному увеличению зон хорошего сопряжения. По-видимому, большую роль играют процессы возврата в межфазных границах, которые привели к диффузионно-пластической релаксации. Лазерная обработка вызвала мощные процессы массопереноса, образование новых граничных фаз, перестройки дефектной структуры границ включение-матрица, что свидетельствует о сложном механизме релаксационных процессов, имеющих диффузионно-сдвигово-фазовый характер.

В результате протекания релаксации по диффузионному, пластическому, фазовому, сдвиговому и смешанному механизмам улучшается сопряжение на границах включение-матрица, повышается их когезионная прочность, и как результат, повышается трещиностойкость сталей.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕКСТУРУ, СТРУКТУРУ И УПРОЧНЕНИЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Б. М. Эфрос^{*}, И. П. Конакова^{**}, Л. В. Лоладзе^{*}, С. В. Гребенкин^{**}

^{*} *Донецкий физико-технический институт НАНУ, Донецк, Украина*

^{**} *Уральский государственный технический университет, Екатеринбург.*

В настоящее время для изготовления ответственных изделий все большее применение получают стали мартенситностареющего класса, к которым относится и нержавеющая сталь 08X15H5Д2Т, обладающая оптимальным сочетанием высоких механических свойств и хорошей свариваемостью, что делает ее весьма перспективной для многих отраслей промышленности. В частности, нержавеющая сталь 08X15H5Д2Т используется для производства холоднодеформируемых труб. Технологическая схема производства труб включает в себя ряд последовательных операций холодной прокатки на валковых и (или) роликовых станах и термической обработки, которая проводится с целью получения оптимального сочетания структуры и фазового состава для обеспечения повышенной деформируемости. Кроме того, необходимо учитывать, что существенное влияние на анизотропию пластичности и сопротивления деформации может оказывать кристаллографическая текстура.

В связи с этим представляет интерес комплексное исследование закономерностей формирования фазового состава, структуры, кристаллографической текстуры и механических свойств на различных этапах производства холоднокатаных труб.

В работе проведено исследование структуры, текстуры, фазового состава, деформационной стабильности остаточного аустенита, упрочнения и их связи с технологической пластичностью нержавеющей стали 08X15H5Д2Т на различных этапах изготовления холоднокатаных труб. Показано, что при последовательных циклах холодной прокатки труб стали 08X15H5Д2Т происходит формирование аксиальных преимущественных ориентировок $\langle 110 \rangle$ мартенсита и $\langle 111 \rangle$ аустенита, а также монотонное увеличение количества остаточного аустенита, что обусловлено протеканием $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращения в ходе пластической деформации и стабилизацией ревертированной γ -фазы. Промежуточные отжиги при температуре 650°C в течение 3,5 ч сопровождаются лишь самыми начальными стадиями рекристаллизации, не вызывая полного разупрочнения металла.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАРЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

Б. М. Эфрос^{*}, Л. Н. Соловьева^{**}, Л. В. Лоладзе^{*}, Т. П. Заика^{*}

^{*}*Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина*
^{**}*Уральский государственный технический университет, Екатеринбург, Россия*

Особенности дефектной структуры аустенитной матрицы оказывают значительное влияние на фазовые превращения и, следовательно, механические свойства стареющих аустенитных сталей при последующей термической обработке. В этом случае эффективным способом формирования дисперсной оптимальной структуры аустенитных сталей является пластическая деформация в условиях высоких гидростатических давлений, которая позволяет также получать более высокий уровень прочностных свойств при одинаковом снижении пластических характеристик по сравнению с традиционными методами пластического формоизменения.

В работе изучено влияние термомеханической обработки с использованием в качестве предварительной деформации процесса гидроэкструзии на фазовый состав, структуру и механические свойства стареющих аустенитных сталей на основе Fe-Cr-Ni-твердого раствора на примере сталей 10X12H17M3T3Г(2-6). Образцы данных сталей подвергались гидроэкструзии при комнатной температуре со степенями обжатия $\varepsilon = 0 - 50\%$. После деформации экструдаты подвергались старению в интервале температур 400-950 С в течении 1-6 ч.

Полученные результаты свидетельствуют о возможности существенного упрочнения за счет протекания фазовых превращений в дисперсной деформационной структуре аустенитной матрицы при последующем старении.

Кроме того, в работе показано, что предварительная гидроэкструзия, наряду с эффектом деформационного упрочнения, также существенно повышает пластические характеристики экструдатов в состаренном состоянии, что в значительной мере связано с уменьшением объемной доли выделений вторых фаз по границам зерен при пластической деформации в условиях высоких гидростатических давлений. Сделано предположение, что данный эффект связан с особенностями распада деформированного аустенита в процессе термомеханической обработки исследованных сталей 10X12H17M3T3Г(2-6).

СОЗДАНИЕ ЕСТЕСТВЕННО-АРМИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИМЕНЕНИЕМ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫХ ОБРАБОТОК, ВКЛЮЧАЮЩИХ ДЕФОРМАЦИЮ И ТЕРМООБРАБОТКУ

Л. С. Малинов

Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Украина.

Более 30 лет назад автором предложено подвергать сплавы различных структурных классов и назначения дифференцированным обработкам, позволяющим получить в них чередование в заданной последовательности высокопрочных и пластичных участков для создания естественно-армированных материалов. Это возможно, когда воздействие механических, тепловых, магнитных и других полей распределяется не равномерно по объему изделия, а локализуется в его отдельных участках или слоях. Задачи общего и локального воздействия различны. Если в результате первого получают структуру, обеспечивающую высокую твердость и прочность, то при втором – повышенную пластичность и ударную вязкость.

Удобными объектом для реализации этого принципа являются стали с метастабильным аустенитом. Общей обработкой (закалкой) в них получают во всем объеме аустенитную структуру. Локальное воздействие осуществляют прокаткой при температурах ниже M_d с обжатием более 20 % в профилированных валках, имеющих чередующиеся в заданной последовательности выступы и впадины. В результате получают аустенит, армированный мартенситными α'' - и (или) ε -фазами, образовавшимися в тех участках металла, которые контактировали с выступами валков. В высокомарганцевых двухфазных ($\varepsilon + \gamma$) сталях теплая прокатка в профилированных валках проводится при температурах на 50-150 °С, превышающих завершение $\varepsilon \rightarrow \gamma$ превращение при нагреве. Это приводит к тому, что в локально деформированных участках происходит стабилизация аустенита к образованию ε -мартенсита при охлаждении, и в них образуется аустенитная структура. Последующая холодная пластическая деформация с небольшими степенями обжатия (5-10 %) в гладких валках при комнатной температуре увеличивает количество ε -мартенсита до 80-90 % в участках, не подвергающихся тепловому наклепу.

Создать чередующуюся аустенитно-мартенситную структуру в аустенитных сталях можно сочетанием общей пластической деформации ниже M_d в гладких валках, вызывающей образование большого количества мартенситных фаз во всем объеме металла и последующим локальным нагревом, приводящим к завершению обратных мартенситных превращений. После охлаждения в этих участках сохраняется аустенитная структура.

Аустенитно-мартенситные стали целесообразно подвергать деформации в гладких валках при температурах выше M_d на 100-150 °С, что приводит к получению аустенитной структуры. Локальный лазерный или электронно-лучевой нагрев проводят по режимам, дестабилизирующим аустенит, и обуславливающим получение в заданных участках мартенсита (α' -, ε - или $\alpha' + \varepsilon$). Рассмотренные способы могут быть использованы для повышения конструкционной прочности материалов и создания чередующихся магнитных и немагнитных участков.

СТРУКТУРНАЯ ФЕНОМЕНОЛОГИЯ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ Fe-C-СПЛАВОВ

О. В. Кудряков, Г. И. Бровер, А. В. Бровер, А. Г. Краснобаев

Донской государственный технический университет, Ростов на Дону.

Импульсное лазерное облучение относительно недавно используется в качестве поверхностной упрочняющей обработки сталей, и недостаточная изученность особенностей структурных и фазовых превращений, происходящих в поверхностном слое металла, сдерживает развитие этой перспективной технологии. Отчасти это вызвано методическими трудностями физических исследований структур лазерной закалки.

Нами был проведен широкий комплекс металлофизических исследований тонкой структуры железо-углеродистых сплавов различного химического состава. В том числе и с помощью электронного микроскопа “ЭММА-4”. В результате этих исследований был выявлен ряд структурных особенностей мартенсита лазерной закалки, который получали в режиме импульсной обработки на установке “Квант-16” (с энергией в импульсе 12...20 Дж) без оплавления поверхности на глубине до 80 мкм. Мартенсит лазерной закалки состоит из мелких узких кристаллов пакетной морфологии, этим он напоминает мартенсит деформации. Однако от последнего он отличается тем, что имеет практически фиксированный угол ориентации кристаллов 39° или 141° по отношению к ближайшей свободной поверхности или к ближайшей некогерентной границе. А также тем, что основным габитусом является $\{112\}$. Еще одной характерной особенностью исследованного мартенсита, отмеченной при рентгеновском анализе, является исключительное уширение рефлексов (211)M и (111)A. Отличительными свойствами такого феноменологического мартенсита является аномально высокая твердость и коррозионная стойкость.

Полученные экспериментальные данные легли в основу феноменологической теории мартенситного превращения в условиях воздействия концентрированных потоков энергии. Основные положения этой теории сводятся к следующим тезисам:

- формирование особой квазидипольной дислокационной структуры на этапе охлаждения, предшествующем превращению $A \rightarrow M$;
- самопроизвольная диссоциация вершины квазидиполя с образованием петли частичной дислокации $a/18 \cdot \langle 112 \rangle_\gamma$, которая является первой петлей превращения $A \rightarrow M$;
- зарождение мартенситного кристалла в вершине диссоциированного квазидиполя (поверхность раздела такого мартенсита с аустенитной матрицей состоит из частичных дислокаций $a/18 \cdot \langle 112 \rangle_\gamma$).

По-видимому, образование описанного нами мартенсита, полученного без приложения внешних нагрузок, все же включает деформационную компоненту. Поэтому кристаллографически и морфологически он представляет собой некое промежуточное связующее звено между классическим мартенситом объемной закалки и мартенситом деформации.

Результаты исследований получены при финансовой поддержке Минобрнауки РФ по грантам Т02-06.2-862, Т02-06.2-871 и МК-1611.2003.08.

НОВЫЕ ДОКАЗАТЕЛЬСТВА ПРОТЕКАНИЯ ВНУТРИЗЕРЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СКОРОСТНОМ НАГРЕВЕ СТАЛИ

В. Н. Варавка, Ю. М. Домбровский, А. В. Шабаринов, И. В. Гуревич

Донской государственный технический университет, Ростов на Дону.

Ранее нами высказывалось предположение о ведущей роли внутризеренной пластической деформации, возникающей при скоростном нагреве источниками концентрированных потоков энергии (КПЭ), в формировании особых эффектов структурной наследственности стали, не нашедших удовлетворительного объяснения в работах школы академика В.Д. Садовского. Приводились результаты электронно-микроскопического анализа, которые косвенно свидетельствовали о протекании внутризеренной деформации при нагреве стали сканируемой плазменной дугой, однако, прямые наблюдения этого явления отсутствовали.

С этой целью проводили эксперимент на хромоникелевой стали типа 18-10 для выявления "чисто термической" составляющей внутренних напряжений, возникающих в нагреваемом поверхностном слое за счет его термического расширения и анизотропии коэффициента термического расширения соседних зерен. Роль "фазовой составляющей" внутренних напряжений, возможно имеющей место при скоростном нагреве кристаллографически упорядоченных структур (мартенсит, бейнит), требует отдельного рассмотрения.

Применяли оригинальную методику, предусматривающую предварительное изготовление поперечного (по отношению к плоскости воздействия источника КПЭ) микрошлифа и защиту его от непосредственного воздействия источника в стальной оправке с прослойкой стеклоткани. После воздействия импульсным лазером «Квант-16» или сканируемой плазменной дугой образец освобождали от оправки и наблюдали структурные изменения металлографически (МИМ-7, Neofot-21) и обзорно (МБС-9).

После обоих видов обработки в зернах аустенита (в пределах границ) обнаружены множественные линии скольжения, изменяющие свое направление при пересечении двойников отжига. В некоторых зернах наблюдалось скольжение в нескольких плоскостях. Картина внутризеренной деформации от действия температурных напряжений в точности повторяет таковую после деформации от действия внешних напряжений, приводимую в специальной литературе. На шлифе следы скольжения видны в зернах, плоскости скольжения которых пересекают поверхность шлифа, образуя ступеньки. Максимальная высота этих ступенек, измеренная на интерференционном микроскопе МИИ-9, составила после лазерной обработки 0,92 мкм, после плазменной - 0,22 мкм и закономерно уменьшалась до 0,08 мкм вглубь, в соответствии с характером распределения температуры по глубине нагретого слоя для каждого вида обработки. Глубина зоны, с описанными структурными изменениями, для лазерной обработки составила 0,3 мм, для плазменной – свыше 5 мм.

Таким образом, получены новые экспериментальные доказательства протекания внутризеренной пластической деформации, возникающей под действием термических напряжений, при скоростном поверхностном нагреве стали.

Работа выполнена при поддержке гранта Минобразования Т 02-05.8-889.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ УСЛОВИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОРИСТЫХ МЕДНЫХ ЗАГОТОВОК

Л. А. Рябичева, Ю. Н. Никитин, Н. В. Белощицкий.

Восточноукраинский национальный университети, Луганск, Украина.

С целью использования эффекта термомеханического упрочнения порошковых материалов выполнены исследования теплового деформирования пористых медных заготовок. Определено влияние температуры деформации и скорости деформирования на давление прессования, структуру и физико-механические свойства. Исследования выполняли на образцах полученных по следующей технологической схеме: прессование с различной пористостью на гидравлическом прессе, спекание при температуре 800°C , теплое деформирование при различных температурах с различной степенью деформации и скоростью деформирования.

При теплом деформировании образцы подвергали свободной и закрытой осадке на гидравлическом и винтовом прессах в интервале температур $220-600^{\circ}\text{C}$. Для эксперимента использовали электролитический порошок меди и полученный размолотом из отходов медных проводников тока.

Эксперимент выполняли в специально изготовленной установке, температура деформации поддерживалась постоянной, записывали изменение усилия деформирования.

В результате эксперимента получены зависимости давления прессования при открытой и закрытой осадке от изменения высоты заготовки при разной исходной пористости. Определено минимальное давление прессования при деформировании на гидравлическом и винтовом прессах.

Наибольшую плотность получено при деформации при температуре 600°C закрытой осадкой на винтовом прессе.

Структура образцов зависит от исходной пористости, температуры и скорости деформации. При малой исходной пористости и малой скорости деформации в образцах наблюдается большая остаточная пористость. С увеличением степени и скорости деформации пористость уменьшается, уменьшается величина зерна меди. В структуре меди видны образования двойников. Значительную роль играют оксиды меди при оценке критической степени деформации.

Исследовали механические свойства пористых образцов после прессования. Микротвердость и твердость по Бринеллю изменяется по поверхности заготовки в соответствии с изменением зон деформации, характерных для осадки. С повышением пористости твердость уменьшается. Твердость от температуры деформации характеризуется нелинейной зависимостью. При температуре 400°C при деформации на гидравлическом прессе и при 320°C на винтовом прессе она минимальна. Изменение предела текучести, полученного при испытании на сжатие после деформации пористой заготовки, имеет сложный характер, который зависит от пористости, температуры и скорости деформации образцов.

Установлено также, что наилучшей уплотняемостью обладает порошок меди, полученный размолотом отходов проводников тока. Его уплотняемость составляет $8,4 \text{ г/см}^3$ при давлении прессования 750 МПа .

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И КОМПЛЕКС СВОЙСТВ СТАЛИ 48Г2Б

В. А. Хотинов ^{*}, Д. А. Силин ^{*}, П. Ю. Горожанин ^{**}, Е. А. Белик ^{**}

^{*} УГТУ-УПИ, Екатеринбург

^{**} ОАО «Синарский трубный завод», Каменск-Уральский

При производстве труб на Синарском трубном заводе используется контролируемая прокатка, одним из преимуществ которой является возможность создания высокого комплекса механических свойств. Для каждого сортамента труб и марки стали имеются оптимальные режимы контролируемой прокатки, которые сложно осуществить в производственных условиях вследствие неоднородности распределения температуры и степени деформации по длине и толщине стенки трубы и других технологических факторов.

Используемая на заводе схема контролируемой прокатки включает в себя фазовую перекристаллизацию перед (индукционным) калибровочным станом, деформацию и последующее охлаждение. Такая схема обработки была смоделирована в лабораторных условиях на прутках длиной 150 мм и стороной квадрата 12 мм. В работе изучалось влияние параметров перекристаллизации и контролируемой прокатки на структуру и комплекс механических свойств стали 48Г2Б.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что создание однородной феррито-перлитной структуры со средним размером зерна 5-10 мкм достигается при проведении перекристаллизации по режиму: аустенитизация при температуре 1050⁰С, 0,5 ч. → изотермическая выдержка в течение 0,5 ч. при 620-630⁰С → окончательная аустенитизация (перекристаллизация) при 860-870⁰С, 0,5 ч. с последующим охлаждением на воздухе.

Степень деформации при прокатке после перекристаллизации составляла 15 и 30%. Установлено, что повышение количества дефектов кристаллического строения при деформации понижает устойчивость переохлажденного аустенита, что приводит к изменению соотношения структурных составляющих – феррита и перлита.

Увеличение степени деформации повышает количество феррита, что, по-видимому, связано с увеличением мест зарождения ферритных зерен. Закономерно изменяются и механические свойства. Так, для приведенного выше режима (без деформации) – $\sigma_{0,2}=605$ МПа, $\sigma_b=905$, $\delta=10\%$, $KCU^{+20}=1,11$ МДж/м². После прокатки со степенью деформации 30% прочность незначительно упала (≈ 30 МПа), пластичность немного повысилась ($\delta=16\%$), как и ударная вязкость ($KCU^{+20}=1,38$ МДж/м²).

Фрактографические исследования показали, что при наложении горячей пластической деформации с $\varepsilon=30\%$ при температурах 800-920⁰С происходит смена доминирующего механизма разрушения от квазискола (в образцах с $\varepsilon=0$ и $\varepsilon=15\%$) к ямочному. Это связано с измельчением структуры и увеличением доли избыточного феррита до 52%.

РЕЛЬСЫ ПОВЫШЕННОЙ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ДЛЯ СИБИРИ И КРАЙНЕГО СЕВЕРА

В. П. Дементьев, С. С. Черняк, В. В. Могильный, Л. В. Тужилина.

*Кузнецкий металлургический комбинат Новокузнецк.
Иркутский Государственный университет путей сообщения, Иркутск.*

Повышение износостойкости рельсов представляет собой комплексную проблему. Многолетними исследованиями показано, что эксплуатационная стойкость рельсов определяется их структурой, неметаллическими включениями, наличием дефектов металлургического происхождения, химическим составом, механическими свойствами и высокой прямолинейностью.

Задача производства высококачественных рельсов должна решаться на протяжении всего технологического цикла их изготовления, начиная с химического состава и технологии производства рельсовой стали. Важнейшим направлением повышения качества стали является производство рельсов из электростали. На Кузметкомбинате была произведена опытная партия рельсов из электростали с непрерывной разливкой. Рельсы предназначены для эксплуатации в экстремальных условиях Сибири и Крайнего Севера.

Опытные рельсы были уложены на перевальном участке Иркутск-Слюдянка Восточно-Сибирской железной дороге. Путь характеризуется затяжными подъемами и спусками (от 4% до 25%) с большим количеством кривых малого радиуса (до 300 м - 12%, 300...350 м - 38,5%).

Производство рельсов из электростали представляется перспективным по ряду причин:

- электросталеплавильное производство оснащено установками непрерывной разливки и внепечной обработки металла, что создает возможность существенного повышения качественных показателей стали при производстве рельсов;
- более широкие технологические возможности электросталеплавильных печей позволяют организовать производство рельсов улучшенного металлургического качества, в том числе предназначенных для эксплуатации в особо сложных условиях.

Сравнительные эксплуатационные свойства опытных сталей различной модификации и контрольных (стандартных) оценивались боковым износом по длине рельса в кривых малого радиуса. По каждому опытному рельсу подсчитывалось среднее значение износа, измеренное в четырех точках.

Полигонные испытания опытной партии рельсов из электростали показали повышение износостойкости на 70...80% в зависимости от условий эксплуатации.

В последнее время нами была предложена новая рельсовая сталь бейнитного класса, отличающаяся высокими механическими свойствами (табл.1, табл. 2). Предварительные эксплуатационные испытания на ВСЖД показывают значительное повышение эксплуатационной стойкости.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК НА ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

И. Л. Яковлева^{*}, Л. Е. Карькина^{*}, Ю. В. Хлебникова^{*}, В. М. Счастливец^{*},
В. Н. Дегтярев^{**}

^{*} *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*

^{**} *ОАО ММК, ИТЦ «Аусферр», Магнитогорск*

В настоящей работе изучено влияние условий горячей деформации на структуру и свойства углеродистой стали У8.

Деформацию образцов осуществляли кручением на пластометре торсионного типа. Образцы представляли собой прутки диаметром 8 мм и длиной 350 мм (зона деформации 100 мм). Скорость деформации составляла $0.018 \div 1.3 \text{ с}^{-1}$. Степень деформации изменялась от 0.022 до 1.3. Температура деформирования варьировалась от 650 до 900°C. После деформации образцы переносили в ванну и изотермически отжигали при температуре 650°C в течении 5÷220 с. По окончании изотермической выдержки при 650°C заданной длительности проводили охлаждение образцов в воде.

Показано, что для образцов, деформированных выше температуры фазового перехода ($900 \div 750^\circ\text{C}$), образование смешанной перлитно-мартенситной или полностью перлитной структуры определяется временем последеформационной изотермической выдержки при 650°C. В двухфазных образцах объемная доля перлитной составляющей увеличивается от центра к периферии образца. Для образцов, деформированных в межкритическом интервале температур ($700 \div 650^\circ\text{C}$), образование смешанной перлитно-мартенситной структуры определяется суммарным временем деформирования и последующей выдержки при 650°C.

При исследовании механических свойств обнаружено, что в образцах с полностью перлитной структурой несколько выше прочностные свойства (σ_B и $\sigma_{0.2}$), по сравнению с литературными данными о прочностных свойствах грубопластинчатого перлита стали У8. Пластичность всех исследованных образцов (δ и ψ) понижается по сравнению с недеформированным перлитом, хотя остается на достаточно высоком уровне: $\delta=13 \div 15.9\%$, $\psi=16.3 \div 20.4\%$. В образцах со смешанной структурой пластические свойства падают практически до нуля. Таким образом, нежелательным являются режимы термомеханической обработки углеродистой стали, в результате которых образуется смешанная мартенсито-перлитная структура, так как появление даже небольшой объемной доли мартенсита приводит к резкому падению пластических свойств.

При изучении фрактографии поверхности разрушения впервые обнаружено, что с ростом степени предварительной деформации характер разрушения образцов с полностью перлитной структурой меняется от вязкого в центральной части, где $\varepsilon=0$, к хрупкому на периферии, где $\varepsilon=\text{max}$.

При исследовании тонкой структуры углеродистой стали после деформации в интервале температур $900 \div 650^\circ\text{C}$ впервые экспериментально установлено, что дислокации из аустенита могут наследоваться обеими структурными составляющими перлита при фазовом превращении. Показано, что наложение процессов деформации и фазового превращения приводит к фрагментации цементитных пластин и образованию полигональной структуры в феррите одновременно с образованием перлитных колоний.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 04-03-96140-p2004урал_a и гранта Фонда ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНиО «Интелс».

**УПРАВЛЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ
БИНАРНЫХ СПЛАВОВ Ti-Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С
ПОМОЩЬЮ
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

С. Д. Прокошкин^{*}, В. Браиловский^{**}, И. Ю. Хмелевская^{*}, К. Э. Инаеян^{*},
В. Демерс^{**}, А. В. Коротоцкий^{*}, М. В. Левчаков^{*}

^{*} *Московский институт стали и сплавов, Москва*
^{**} *Высшая технологическая школа, Монреаль, Канада*

Методами рентгеноструктурного анализа, дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), дилатометрии и специальных методик исследовали влияние низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО) и последеформационного отжига (ПДО) на функциональные свойства сплавов на основе Ti-Ni с памятью формы – Ti-50.0%Ni и Ti-50.7%Ni. НТМО проводили прокаткой проволочных образцов при комнатной температуре с истинной деформацией в интервале от 0.3 до 0.88 по диаметру. ПДО проводили в интервале 200-700 °С.

Критические температуры, а также последовательности мартенситных превращений в зависимости от режима ТМО определяли на основе данных рентгеноструктурного анализа, ДСК и дилатометрии.

Исследовано изменение характеристики свободного формовосстановления сплавов с памятью формы – максимальной полностью обратимой деформации изгиба- с изменением типа субструктуры аустенита и фазового состояния при температуре наведения ЭПФ. Для этого наводящую ЭПФ деформацию проводили вблизи начала фазовых превращений: B2→R и R→B19'. Существует область температур ПДО, оптимальная для получения комплекса максимальной величины полностью обратимой деформации. Для сплава Ti-50.0%Ni оказалось, что величина полностью обратимой деформации не зависит от температуры наведения деформации, т.е. ее структурного механизма наводящей деформации, и достигает 6,5-7% после ПДО при 350-400 °С. Максимальная полностью деформация сплава Ti-50.7%Ni достигает 8,5-9% после ПДО при 350-450 °С.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ ПРИ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛИ 30ХГСН2А НА ОБРАЗОВАНИЕ АУСТЕНИТА В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

М. В. Дегтярев, Т. И. Чашухина, Л. М. Воронова.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург.

Структурное состояние стали существенно влияет на процесс образования аустенита при нагреве [1, 2]. Увеличение дефектности исходной структуры повышает скорость и полноту α - γ превращения в межкритическом интервале (МКИ) температур и одновременно интенсифицирует рекристаллизацию феррита. Аустенит образуется на высокоугловых границах [2]. В стали, деформированной прокаткой с $\epsilon=3.5$, ведущая роль принадлежит рекристаллизации. Деформация сдвигом под давлением с $\epsilon=6.5$ создает высокую плотность высокоугловых границ. В этом случае рекристаллизация, как процесс, формирующий места зарождения аустенита, не требуется. В результате происходит быстрое образование аустенита, который при продолжении изотермической выдержки претерпевает прямое γ - α превращение. Возможно, причиной различной кинетики превращения является не только разная степень деформации, но и влияние высокого давления при деформации в наковальнях Бриджмена.

Сталь 30ХГСН2А после улучшения деформировали сдвигом под давлением 10-11 ГПа на угол поворота наковальни 90° , расчетная степень деформации на расстоянии 1.5 мм от центра образца составила $\epsilon=3.5$. Затем образцы нагревали в соляной ванне при 750°C с выдержками от 1.5 до 240 мин. и охлаждали в воде. Объемную долю аустенита определяли по количеству мартенсита в структуре после закалки.

В образцах, деформированных сдвигом под давлением и прокаткой, объемная доля аустенита возрастает при увеличении времени выдержки, достигая максимума после отжига в течение 60 мин. (90 и 85% после сдвига и прокатки, соответственно). Дальнейшее увеличение выдержки приводит к уменьшению доли аустенита, но после выдержки 240 мин. она на 10-20% выше равновесного значения. В образцах, деформированных сдвигом под давлением с $\epsilon=3.5$, после всех выдержек доля образовавшегося аустенита на 5-20% больше, чем в образцах, деформированных прокаткой с той же степенью. Увеличение степени деформации до $\epsilon=6.5$ в условиях высоких давлений существенно ускоряет α - γ превращение, и максимум достигается после выдержки 3 мин. Объемная доля аустенита при этом составляет 95-100% [2].

Твердость стали после прокатки и сдвига на одинаковую степень ($\epsilon=3.5$) совпадала в пределах погрешности измерения ($H_v = 4.5$ ГПа). Также в пределах ошибки измерения совпадали твердости после выдержки 1.5, 10 и 60 мин. После выдержки 3 мин. выше была твердость образцов, деформированных прокаткой, несмотря на меньшую объемную долю мартенсита (55 против 62%). Это связано с интенсивным развитием рекристаллизации в стали, деформированной сдвигом под давлением. После выдержки 30 мин. большая объемная доля мартенсита в образцах, деформированных сдвигом (87 и 70%, соответственно), привела к более высокой твердости.

Таким образом, приложение высокого давления при деформации увеличивает полноту α - γ превращения при нагреве в МКИ. Общий вид зависимости объемной доли аустенита от времени выдержки не зависит от давления.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта НШ-778.2003.3.

1. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железуглеродистых сплавах. М.: Металлургия, 1982. 128с.
2. Чашухина Т.И., Дегтярев М.В., Воронова Л.М. и др. Влияние несовершенств структуры на образование аустенита при нагреве конструкционной стали в межкритическом интервале температур // ФММ. 1999. Т.87. №1. С.64-71.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОРОШКА ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Н. Н. Научигина^{*}, И. П. Арсентьева^{*}, Р. З. Валиев^{**}, Э. Л. Дзидзигури^{***}

^{*}Московский государственный вечерний металлургический институт, Москва

^{**}Институт физики перспективных материалов, Уфа

^{***}Московский государственный институт стали и сплавов, Москва.

В настоящей работе с помощью методов рентгеноструктурного анализа (РСА) был исследован нанокристаллический материал из крупного восстановленного порошка железа, предварительно подвергнутого прессованию на пористость 25%, затем последующему спеканию в водороде при 600°C в течение 30 мин. и интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под высоким давлением 6 ГПа в один оборот ($n=1$) при 350°C и в пять оборотов ($n=5$) при 6 ГПа и 300°C. Образцы после ИПД были диаметром 10 мм и толщиной 0,5 мм.

Наноструктура (НС) исследуемых материалов изучалась методами рентгеновской дифрактометрии на рентгеновском дифрактометре фирмы "Rigaku" с фокусировкой по Бреггу - Бретано. Съёмки осуществлялись на излучении Fe-K α с марганцевым фильтром, $\lambda=0,193728$ нм. Проводился фазовый анализ, оценка периода кристаллической решетки (a) и размеров отражающих блоков или областей когерентного рассеивания (ОКР). Рентгенофазовый анализ после каждого вида обработки показал наличие на рентгенограммах линий только α Fe, оксидные фазы железа при этом выявлены не были.

Получение объемной НК структуры железа путем ИПД исходной порошковой заготовки сопровождалось не только уменьшением ОКР, но и увеличением уровня внутренних микронапряжений. После кручения на пять оборотов материал из кристаллического перешел в рентгеноаморфный. Это нашло свое отражение в величине параметра решетки. Так в исходной заготовке железа $a=0,286627$ нм, что меньше значений " a " даже для массивного железа. Мы полагаем, что это связано с высокой чистотой по химическому составу спеченного порошка железа. Получение нанокристаллической структуры железа после ИПД кручением на $n=1$, способствовало некоторому росту параметра решетки $a=0,286635$ нм, из-за высоких внутренних микронапряжений в материале. Учитывая, что величины ОКР в НМ обычно в 1,5-3 раза меньше размера наночастиц или нанозерен [1-2], можно предположить, что в НК железе после ИПД с $n=1$ размер нанозерен составит ~ 100 нм, а при $n=5$, ~ 50 нм. Однако провести более точную аттестацию НС этих материалов позволит проведение ПЭМ анализа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Р.З.Валиев, И.В.Александров. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. - М:Логос.2000
2. И.Арсентьева, Б.Ушаков, А.Арсентьев, Н.Захаров, Э.Дзидзигури, Г.Фолманис, Г.Павлов. Ультрадисперсные порошки// Национальная Металлургия №4,2002 стр.66-68

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ AL – NI – FE - LA ПОСЛЕ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ И ОТЖИГА

Ю. К. Ковнеристый, Н. Д. Бахтеева, О. К. Белоусов, Е. В. Попова

Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва.

Интерес к исследованию аморфных сплавов на основе Al, в которых его содержание достигает 80 - 90 ат. %, связан, прежде всего, с их особыми свойствами, в частности с высокой прочностью и низкой плотностью, близкой к плотности чистого Al. Предложены 6 новых композиций сплавов на основе Al (85 ат. %), легированного Ni, Fe и La в различных соотношениях, способных к аморфизации при быстром охлаждении. Образцы в виде лент толщиной 0,015-0,025 мкм и шириной до 1 мм получали закалкой из расплава на поверхности быстро вращающегося барабана при скорости охлаждения до $\sim 10^6$ град/сек. Для оценки термической стабильности аморфного состояния ленты после стеклования отжигали при температурах от 150 до 400 °С с выдержкой 15 мин.

Структуру образцов до и после отжига изучали методами металлографии на микроскопе Reichert, рентгеноструктурного анализа на аппарате ДРОН в $\text{CuK}\alpha$ -излучении и электронной микроскопии на просвет на микроскопе JEM-200СХ. Для исследования температур и энергий фазовых переходов применяли метод термического анализа и калориметрии на микрокалориметре UNIPAN DSC.

Аморфная матрица, оставаясь в целом неупорядоченной, имеет некоторое расслоение по составу, о чем косвенно свидетельствуют данные рентгеноструктурного (“двугорбое” гало на дифрактограммах) и электронно-микроскопического (два кольцевых максимума интенсивности в пределах гало на дифракциях) анализов.

Установлено, что в исследуемых сплавах в условиях быстрого охлаждения формируется рентгеноаморфное состояние с небольшой (не более 3 - 4 %) объемной долей кристаллических интерметаллидных фаз и эвтектики. Выделению интерметаллидов Al_3Fe_4 , LaAl_3 , α - и β - $\text{La}_3\text{Al}_{11}$ при столь высоких скоростях охлаждения способствует малая растворимость Fe и La в Al. Выделяющиеся кристаллические фазы распределены в объеме крайне неоднородно.

Калориметрические кривые, полученные при исследовании тепловых свойств сплавов в условиях нагрева с постоянной скоростью (5 °/мин), содержат два пика, свидетельствующих об экзотермических фазовых превращениях при нагреве и характеризующих многостадийный процесс кристаллизации, при котором сплавы проходят ряд метастабильных состояний.

При отжиге 200 °С в сплавах развиваются процессы структурной релаксации без заметного увеличения доли кристаллических фаз. Потеря устойчивости аморфного состояния происходит при температурах 250 °С и выше. В этих условиях развивается активная кристаллизация с образованием нанокристаллического твердого раствора на основе Al и интерметаллидов на базе Al-La, Al-Fe, Al-Ni различных химических составов. По данным рентгеноструктурного анализа при повышении температуры отжига до 400 °С увеличивается объемная доля интерметаллидов $\text{La}_3\text{Al}_{11}$ (как в стабильном, так и в метастабильном состояниях) и Al_3Fe_4 , а содержание фаз LaAl_3 , Al_5Fe_2 , Al_3Ni_2 и Al_3Ni заметно уменьшается. Максимальной термической устойчивостью аморфного состояния обладает сплав $\text{Al}_{85}\text{Ni}_7\text{Fe}_4\text{La}_4$.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (по проекту 02-03-33274).

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОДУГОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ И ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛЬНЫХ ПОЛОС

В. И. Алимов, В. Н. Крымов, А. В. Федишина

Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина.

Поверхностное химико-термическое упрочнение с использованием дугового разряда привлекает внимание большей простотой аппаратного исполнения по сравнению с другими высококонцентрированными источниками энергии (ВИЭ). Влияния поверхностного упрочнения ВИЭ на агрегатные механические свойства изделий изучено недостаточно полно, а полученные результаты неоднозначны. Поверхностное упрочнение может приводить в определенных условиях к снижению механических свойств применительно к изделию в целом. Целью данного исследования являлось изучение влияния воздействия дуговым разрядом, деформации и термической обработки на структуру и свойства стальных полос. Материалом для исследования служили полосы из стали с 0,21% С и 0,38% Mn с размерами 200x10x6 мм. Воздействовали электродуговым разрядом обратной полярности, возбуждаемым с использованием графитового электрода диам. 10 мм при силе тока 275-300 А. Обработке подвергали широкие грани с обеих сторон. При этом полосы закрепляли в специальном приспособлении для предотвращения коробления. Затем их подвергали релаксационному отжигу при 400 и 600 °С, а также прокатке на стане 100 при температуре 1000 °С с обжатием 33%. Охлаждение после прокатки осуществляли между массивными стальными плитами.

В результате насыщения углеродом при дугоразрядном воздействии в поверхностном слое полос на глубине 1-1,5 мм формируется структура, ледобурита и первичного аустенита. Это существенно повышает твердость поверхности, но заметно снижает агрегатную прочность и пластичность полос из-за хрупкого разрушения поверхностных слоев при испытании на растяжение. Последующий отжиг при 400 и 600 °С с охлаждением на воздухе мало изменяет эти свойства (см. табл.).

При горячей прокатке деформируется преимущественно сердцевина исходных полос. В структуре зоны воздействия дуги заметна небольшая деформация дендритов первичного аустенита и колоний ледобурита. Структура исходного металла состоит из тонкопластинчатого перлита и избыточного феррита. После прокатки прочность повышается при снижении твердости; по-видимому, это связано с закаткой пор, изменением ориентации структурных составляющих и, прежде всего, колоний ледобурита при прокатке, а также началом сфероидизации цементита.

Режим обработки	Твердость поверхности, HRC	$\sigma_{\text{в}}^{\text{арп}}$, Н/мм ²	$\delta^{\text{арп}}$, %
Исходное состояние	124 HB	353	10
Дугоразрядное упрочнение (ДУ)	54	234	2
ДУ + отжиг 400 °С	46	251	3
ДУ + отжиг 600 °С	39	221	1
ДУ + прокатка	47	281	2

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ, СТРУКТУРА И РАЗУПРОЧНЕНИЕ ПРИ НАГРЕВЕ СТАБИЛЬНЫХ И МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЕЙ.

И. В. Инкин^{*,**}, Л. М. Капуткина^{**}, Н. А. Минина^{***}, М. Нивуа^{**}, З. Айяди^{**},
Ж.-П. Беттембург^{**}, А. Хильденбранд^{**}

** Московский государственный институт стали и сплавов, Москва*

*** Национальный Политехнический Институт, Нанси, Франция*

**** Институт металлургии и материаловедения РАН, Москва*

Усовершенствована и применена аналитическая модель процесса холодной деформации при протяжке листового материала через захват, обеспечивающий знакопеременное нагружение. Модель позволяет рассчитывать деформированную форму листа, распределение внутренних и внешних усилий и моментов, поля напряжений и деформаций в каждой точке листа, а также значения глобальных сил сжатия и протяжки в стационарном режиме. Расчетные результаты сравниваются с экспериментальными данными для различных геометрических конфигураций инструмента и различных типов стали.

Проведено сравнение структуры, текстуры и свойств материала в различных зонах листовой заготовки и проанализировано взаимное влияние механики процесса и материаловедческих факторов: состава и структурного состояния стали. Исследования выполнены на двух ферритных сталях разного химического состава с разным размером исходного зерна, ферритно-мартенситной стали с небольшим количеством остаточного аустенита и аустенитной стали.

Показано, что моделирование процесса деформации и расчет упрочнения материала с использованием результатов для разных схем напряженного состояния корректен лишь для стабильных при деформации сталей. В случае метастабильной аустенитной стали фазовый переход, кинетика которого существенно зависит от схемы напряженного состояния, оказывает влияние на механику процесса и соответственно на получаемую структуру, текстуру, упрочнение и анизотропию свойств.

Процессы релаксации напряжений, разупрочнения и термическая стабильность структуры и текстуры наследственно зависят от параметров деформации (поля напряжений, геометрии инструмента), состава и исходной структуры стали.

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ВОЛОКНИСТОГО КОМПОЗИТА Ti- Al

Е. Г. Пашинская, С. В. Петрущак, С.И. Марчук, С.Г. Сынков

*Донецкий физико-технический институт НАНУ, Донецк, Украина.
Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина.*

В настоящее время в промышленности используется много видов волокон из различных материалов - стали, вольфрама, титана, алюминия, никеля и других металлов. Проводится ряд исследований по получению композиционных материалов способом пакетного волочения, прессования, прокатки, синтеза методом сферического ударно-волнового воздействия. В данной работе для получения композиционного материала использовался метод пакетного гидропрессования, который включает в себя операции сборки проволоки в пучок, помещение пучка проволок в оболочку, последовательную деформацию методом гидроэкструзии.

Пучок проволок $\varnothing 1$ мм из алюминия и титана собирался в алюминиевой оболочке и деформировался гидроэкструзией. Количество алюминиевой и титановых проволок подбирались в соотношении 50:50 вес. %. Материал деформировался в три этапа с накопленной деформацией (R-степень вытяжки) $\ln R = 8,4$ с промежуточным смягчающим отжигом (420 – 450 °С) после первого этапа деформирования и отжигом в области перитектоидных температур по окончании деформации. После деформации образцы подвергались нагреву до температур 200 - 650°С, с суммарной выдержкой два часа. На образцах композиционного материала после каждого этапа изготовления производилось изучение микроструктуры, измерение микротвердости, рентгеноструктурный качественный фазовый анализ.

Исследования показали, что при выдержке композита при температурах до 500°С существенных изменений в структуре не происходит, а при увеличении температуры до 650°С активно проходят процессы рекристаллизации алюминиевой матрицы и фиксируется начало рекристаллизационных процессов в волокнах титана. Показано, что для волокна Al изменения микротвердости в зависимости от температуры отжига описываются параболической зависимостью; в волокнах Ti микротвердость снижается в интервале температур 200-600°С. Только при температуре 650°С наблюдается некоторое ее повышение, что связано с выделением твердой интерметаллидной фазы TiAl₃.

Рентгеноструктурным фазовым анализом было установлено выделение двух интерметаллидных фаз Ti₃Al и TiAl₃ на границе Ti-Al в переходном слое. Отсутствие полной дифракционной картины от титана позволяет сказать, что рекристаллизация титановой матрицы еще не проявляется в достаточной степени. С уверенностью говорить о наличии фазы TiAl полученные дифрактограммы не позволяют. Дальнейшими исследованиями предполагается изучение коррозионных свойств после термической обработки.

РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СУПЕРСПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni₃Al ПОСЛЕ ВНЕШНЕГО НАКЛЕПА

Н. Д. Бахтеева, Н. И. Виноградова, С. Н. Петрова, В. П. Пилюгин

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

Высокожаропрочные никелевые сплавы с объемной долей упрочняющей интерметаллидной γ' -фазы более 60% можно рассматривать как сплавы на основе Ni₃Al. К их числу относятся сплавы типа ВКНА и ЖС32, о которых пойдет речь в настоящем докладе. Объемная доля γ' -фазы в сплаве ЖС32 составляет ~65%, а в сплаве типа ВКНА ~95%; температуры полного растворения γ' -фазы равны ~1275°C и ~1300°C соответственно. Монокристаллические изделия из подобных сплавов используются в литом состоянии. Изучение особенностей рекристаллизации в них от внешнего наклепа представляет, прежде всего, научный интерес, однако, некоторые результаты могут иметь и практическое значение.

Методами оптической и электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа изучали микроструктуру выращенных по методу Бриджмена монокристаллов [001] после деформации различными способами (ползучесть, сдвиг под давлением, прокатка) и последующих рекристаллизационных отжигов, в том числе в колонне электронного микроскопа JEM-200СХ.

В ламелярной γ/γ' структуре, образующейся в процессе ползучести при 1000°C, рекристаллизация при последующем нагреве начинается в объемах, в которых произошло растворение γ' -ламелей. Следовательно, ламелярная структура устойчива по отношению к рекристаллизации до температур, значительно превышающих температуру их формирования. Этот экспериментальный факт интересен для оценки устойчивости микроструктуры изделий при «забросах» температуры в процессе их эксплуатации.

В структуре, образующейся при сдвиге под давлением при комнатной температуре и представляющей собою неоднородный по хим. составу γ -твердый раствор, рекристаллизация начинается при достаточно низких (~700°C) температурах, и это связано как с высокой степенью деформации, так и с отсутствием второй фазы.

Будут представлены также результаты электронномикроскопических исследований, показывающие взаимодействие процессов растворения/выделения γ' -фазы и рекристаллизации при отжиге деформированных разными способами монокристаллов.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта по программе фундаментальных исследований Президиума РАН «Направленный синтез веществ с заданными свойствами и создание функциональных материалов на их основе».

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КОМПЛЕКТУЮЩИХ ДЕТАЛЕЙ ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ТРАНСПОРТИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ

В. И. Алимов, С. В. Петрущак

Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина.

Специфика горного машиностроения направлена на повышение надежности машин и механизмов для горнодобывающей отрасли, что решается подбором материала и совершенствованием технологии упрочнения. Совмещение процессов теплового и деформационного воздействия в металлургии и машиностроении - это эффективный путь решения задачи для горношахтного оборудования, характеризующегося большим ассортиментом деталей и разнообразием условий их эксплуатации.

Целью данного исследования является сравнительная оценка структуры и свойств сталей 35ХГСА и типа 20ХГНМ после совмещенной ударно-прерывистой деформационной и термической обработки. Это связано с тем, что детали тяговых органов ГШО из типовой стали 35ХГСА часто выходят из строя из-за хрупкого разрушения. В работе предпринята попытка замены используемой стали 35ХГСА сталью с меньшим содержанием углерода, а именно сталью типа 20ХГНМ, что позволит сблизить прочностные характеристики материала различных деталей угольного скребкового конвейера, и в следствии этого снизить поломки и простои угледобывающих комплексов.

Для исследования влияния степени горячей деформации на структуру и свойства сталей 35ХГСА и типа 20ХГНМ предварительно подготовленные заготовки подвергали ковке на одно и тоже конечное сечение 11x11 мм с суммарной степенью деформации до 72 % и последующему охлаждению в масле со скоростью 10...15°С/с и на воздухе со скоростью 80...100 °С/ч. На каждом этапе подготовки поковок производили изучение микроструктуры и измерение твердости, а после последнего передела – еще и характеристики прочности, пластичности и ударной вязкости. Анализ микроструктуры свидетельствует о том, что проведение промежуточного отжига устраняет структурные последствия горячей деформации: микроструктура представляет собой смесь грубо- и тонкодисперсного перлита с выделениями структурно свободного феррита; при этом номер зерна по ГОСТ 5639-82 и доля феррита не различаются для этих марок сталей.

Микроструктура послековки и охлаждения на воздухе с увеличением степени деформации для стали 35ХГСА изменяется от мелкозернистой феррито-перлитной до бейнитной, для стали типа 20ХГНМ является мелкозернистой феррито-перлитной. Ускоренное охлаждение в масле послековки приводит к закалке на мартенсит стали 35ХГСА, а для стали типа 20ХГНМ – лишь к увеличению дисперсности перлита. Изменение структуры при деформации определяет изменение физико-механических свойств: ударная вязкость для стали типа 20ХГНМ КСУ₂₀ составляет 60 - 70 Дж/см², а для стали 35ХГСА - КСУ₂₀ 40 - 70 Дж/см².

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ ПК100Х2Н (АНАЛОГА ШХ15)

С. А. Оглезнева

ГНУ «Научный центр порошкового материаловедения», Пермь

Исследовано влияние типа железного порошка, параметров спекания, динамического горячего прессования (ДГП) и термомагнитной обработки (ТМО) на структуру и свойства порошковой стали ПК 100Х2Н. Для составления смесей, аналогичных по составу ШХ15 (1,5 % хрома, 0,3 % никеля, 1 % углерода, остальное - железо), использовали несколько типов железных порошков – распыленных ПЖРВ 2.200.28 (Россия) и АНС 100.28 (Швеция), карбонильного Р-10 (Россия), с помощью технологических приемов (отсев фракций, обработка в аттиторе) Корректировка гранулометрического состава порошков железа значительно улучшило их технологические характеристики – насыпную плотность, плотность утряски, уплотняемость, что позволило достичь пористость после спекания до 6 %. Порошки смешивали 8 часов в смесителе со смещённой осью вращения, затем подвергали механоактивации в аттиторе в среде азота во избежание окисления порошков. Из смесей прессовали образцы при давлении 800 МПа, отжигали температуре 800 °С, калибровали и спекали также в среде осушенного водорода при 1150 и 1200 °С. Для повышения твёрдости образцы подвергали закалке от 850-900 °С в воду и отпуску. Структура сталей на основе ПЖРВ после спекания представляла собой пластинчатый перлит с небольшими участками цементитной сетки, которая после термообработки растворялась, и структура становилась мартенситно-трооститной. Гомогенность сталей по хром, определяемая по коэффициенту вариации концентрации содержания хрома, была лучше (15 %) у образцов на основе железа ПЖРВ 2.200. Твёрдость спеченных сталей была 35 НРС, после закалки 58...60 НРС. Испытания на специфический износ стали на основе ПЖРВ (фракция <100 мкм) показали значения износостойкости $15,2 \cdot 10^{-8}$ мм²/кг, что сопоставимо с литой ШХ15 - $13,65 \cdot 10^{-8}$ мм²/кг.

Применение ДГП при 900 °С после спекания со степенью обжата 40 %, позволило получить практически беспористые образцы с мартенситно-трооститной структурой, микронным размером зерен и свойствами, не отличающимися от свойств литой стали ШХ15 (твёрдость 62 НРС, предел прочности после отпуска при 650 °С – 900 МПа, относительное удлинение 12 %).

Термомагнитная обработка спеченной стали в поле напряженностью 2000 э от 850 °С с охлаждением до 250 °С и последующей нормализацией позволили достичь твёрдости 62 НРС, при этом в образцах, ориентированных перпендикулярно полю в мартенситной структуре формировались участки метастабильного остаточного аустенита.

Разработаны технологические параметры изготовления порошковых аналогов ШХ15, обеспечивающие свойства не хуже литого аналога и позволяющие получать заготовки для подшипников под минимальную механическую обработку.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ ПОЛУНЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ

И. П. Конакова, Т. В. Мещанинова, Д. В. Конаков

Уральский государственный технический университет, Екатеринбург

В настоящее время одним из современных способов получения литых алюминиевых сплавов является непрерывное и полунепрерывное литье металлов и сплавов. Реализация перспективного метода полунепрерывного литья с повышенным шагом формирования участков протяженной литой заготовки позволяет получать заготовки хорошего качества поверхности. Разделение литой заготовки на заготовки-полуфабрикаты производится по местам стыка.

На примере промышленного сплава АК-6 рассмотрено влияние условий литья и последующей деформационно-термической обработки прессованием на формирование структуры и свойств.

Разливка осуществлялась в алюминиевый кристаллизатор со сверленными каналами для водного охлаждения. Перед разливкой расплав подвергался рафинированию плавным криолитом содержащим флюсом. Установлено, что при температуре нагрева металла до 750°C , давлении 0,35 атм. и скорости перемещения расплава относительно фронта кристаллизации 0,02-0,04 м/сек., шаг одновременного заполнения кристаллизатора составляет 0,685 м в течение 120 с. Окончательное охлаждение литой заготовки проводилось на воздухе с последующей гомогенизацией.

Исследована макро и микроструктура заготовок в литом, гомогенизированном состояниях по длине слитка и в радиальном направлении, а также после прессования. Рассмотренный выше режим полунепрерывного литья приводит к формированию плотной отливки, микроструктура которой в целом типична для литого состояния. Структура изменяется по мере удаления от центра к периферийным участкам. Ближе к центру она отличается дисперсностью и однородностью, обладает повышенной травимостью структурных составляющих. Необходимо отметить достаточно развитую зону равноосных кристаллов. Зона равноосных кристаллов сменяется столбчатыми кристаллами, ориентированными по нормали к поверхности охлаждения. Область столбчатых кристаллов по ширине незначительна и у внешнего края отливки переходит в зону равноосных дисперсных зерен.

Последующая обработка прессованием позволяет устранить структурную неоднородность литого состояния. Микроструктура становится более дисперсной, равноосной и однородной. Прочностные и пластические характеристики заготовок значительно возрастают. Среднее значение предела текучести и предела прочности по сечению слитка после гомогенизации составляло соответственно 3,25% и $14,3 \text{ кгс/мм}^2$. После прессования в полуфабрикатах получено $\delta = 34,5\%$ а $\sigma_{0,2} = 32,3 \text{ кгс/мм}^2$.

Таким образом, на примере промышленного алюминиевого сплава АК-6 показана возможность использования метода полунепрерывного литья с повышенным шагом формирования участков протяженной литой заготовки и последующей деформационно-термической обработки для получения дисперсной и однородной структуры, обеспечивающей высокий комплекс механических свойств сплава.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЛАТУНИ ЛМЦАЖН, ИСПОЛЬЗУЕМОЙ В АВТОМОБИЛЬНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

И. И. Курбаткин^{*}, В. В. Антипов^{*}, Н. В. Чепеленко^{**}

^{*} *ОАО «Институт Цветметобработка», Москва*

^{**} *Московский завод по обработке специальных сплавов, Москва*

Кремнисто-марганцевые латуни широко применяются в промышленности для изготовления деталей, работающих в режиме трения-износа. Данная группа материалов позволяет обеспечить широкий спектр механических и трибологических свойств и, тем самым, необходимую работоспособность пар трения. Блокирующие кольца синхронизаторов коробок передач автомобилей с задним приводом на АО «АвтоВАЗ» изготавливают из сплава ЛМЦАЖН. Данная латунь должна иметь заданный коэффициент трения, высокую твердость ($HRB \geq 80$) и износостойкость, которую количественно можно оценить только в результате натуральных, либо стендовых испытаний в условиях, моделирующих работу готового изделия. Требуемый комплекс эксплуатационных свойств обеспечивается регламентированным фазовым составом материала, который зависит от химического состава сплава и режимов термической обработки.

Вопрос получения трубной заготовки из сплава ЛМЦАЖН для АО «АвтоВАЗ» с регламентированной структурой и заданным комплексом механических свойств является весьма актуальным. Варьируя концентрациями меди и легирующих элементов в латуни даже в пределах, допустимых техническими условиями, можно заметно изменять структуру заготовки, что ведет к нестабильности механических и эксплуатационных свойств готовых изделий.

Для оптимизации химического состава и усовершенствования технологической схемы производства колец синхронизаторов коробок передач из сплава ЛМЦАЖН необходимо знание соответствующей многокомпонентной диаграммы состояния, а также базовых четырехкомпонентных и пятикомпонентных систем. На текущий момент в литературных источниках сведения о данных диаграммах состояния практически отсутствуют.

Помимо этого, в связи с появлением новых моделей отечественных автомобилей необходим поиск новых материалов с улучшенным комплексом эксплуатационных свойств, так как существующие композиции уже не в состоянии обеспечить требуемую долговечность силовым агрегатам автомобилей

СТРУКТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ТЕРМИЧЕСКИ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОГО СПЛАВА $Ti_{45}Ni_{45}Nb_{10}$ С ШИРОКИМ МАРТЕНСИТНЫМ ГИСТЕРЕЗИСОМ

В.Я. Абрамов^{*}, Н.М. Александрова^{**}, Д.В. Боровков^{***},
Н.С. Крестников^{*}, С.Ю. Макушев^{**}, Н.А. Полякова^{**}, Н.Н. Попов^{****},
С.Д. Прокошкин^{***}, И.Ю. Хмелевская^{***}

^{*} НИКИЭТ, Москва

^{**} ЦНИИЧермет, Москва

^{***} Московский государственный институт стали и сплавов, Москва

^{****} РФЯЦ – ВНИИЭФ, Саров

Методами световой микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа, рентгеновской дифрактометрии, измерения микротвердости и функциональных свойств памяти формы исследовали сплав $Ti_{45}Ni_{45}Nb_{10}$ с широким гистерезисом мартенситного превращения. Образцы сплава после предварительной прокатки при 850 °С с обжатием 40 % подвергали закалке от 800 °С, ВТМО (прокатка за один проход при 800 °С с обжатием 27 % и немедленным охлаждением в воде), НТМО (прокатка при комнатной температуре с обжатием 25 %) с последеформационным отжигом (ПДО) при 400 °С, 1ч.

Определены структура, фазовый и элементный состав сплава в литом состоянии и после термической и термомеханических обработок. Определена твердость структурных и фазовых составляющих сплава.

Изучена кинетика мартенситных превращений и определены характеристические температуры мартенситных превращений сплава до наведения ЭПФ, влияние на них термомеханических обработок.

Установлена область величин и температур наводящей эффект (ЭПФ) деформации ϵ_i , обеспечивающая возникновение требуемого широкого гистерезиса мартенситного превращения в сплаве после закалки и ВТМО (восстановление формы при нагреве выше комнатной температуры). После обработки по схеме НТМО+ПДО при любых ϵ_i основное восстановление формы происходит при нагреве ниже комнатной температуры.

Определены параметры свободного формовосстановления (обратимая деформация, степень восстановления формы и температурный интервал) при реализации ЭПФ и обратимого ЭПФ (ОЭПФ) и влияние на них термомеханической обработки. При всех ϵ_i степень восстановления формы после ВТМО на 10 %, а после НТМО+ПДО на 15 % больше, чем после закалки.

При нагреве выше комнатной температуры в заневоленном состоянии (после наведения $\epsilon_i=10$ % и разгрузки при -50 °С) сплав развивает высокое реактивное напряжение. Его максимальное значение σ_r^{\max} достигается при 170-180 °С и составляет 770 МПа после закалки и 1160 МПа после ВТМО. Основная релаксация реактивного напряжения происходит при охлаждении ниже 0 °С; снижение σ_r до уровня 300 МПа наблюдается при -25 °С после закалки и при -35 °С после ВТМО.

На основании результатов проведенных исследований можно сделать заключение, что по своим функциональным свойствам, особенно в термомеханически обработанном по схеме ВТМО состоянии, сплав $Ti_{45}Ni_{45}Nb_{10}$ перспективен для изготовления термомеханических муфт, срабатывающих при нагреве выше комнатной температуры, сохраняющих термическую стабильность термомеханических соединений при охлаждении до температур немного ниже 0 °С и “саморазбирающихся” при охлаждении ниже -100 °С.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ДЛИННОМЕРНЫХ ИЗДЕЛИЙ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ ДЛИТЕЛЬНОГО ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО НАГРУЖЕНИЯ.

Н. И. Филимонова, М. Н. Сафонова, А. Е. Семин, А. Я. Стомахин, Б. А. Романцев,
В. Г. Прокошкина, Л. М. Капуткина

Московский государственный институт стали и сплавов, Москва

Для длинномерных изделий, работающих в условиях сложного нагружения, важными показателями качества являются собственно механические свойства, релаксационная стойкость и циклическая прочность, оцениваемые в условиях, близких к реальной эксплуатации. Для таких изделий очень важно металлургическое качество стали и макро- и микроструктура, формируемые во время всего цикла производства готового изделия.

На основании последовательного изучения процессов структуро- и текстурообразования при различных схемах и режимах обработки, определения механических и специальных свойств проведено сравнение стойкости и надежности готовых изделий (фехтовальных клинков) из различных сталей, оценена возможность применения стали 50ХФА взамен более дорогих высоколегированных сталей.

Показано, что поперечная ориентировка исходной непрерывно литой заготовки при горячей радиально-сдвиговой прокатке способствует устранению наследственного влияния зональной дендритной и осевой ликвации, большей однородности и дисперсности феррито-перлитной структуры, а также формированию более благоприятной текстуры в полуфабрикате и готовом изделии после заключительных операцийковки и термического улучшения.

Предложенные скорректированные режимы термической обработки (закалки и отпуска) позволяют получить более высокий уровень механических свойств стали и специальных свойств клинков выше, чем для низколегированной стали 60С2А, традиционно применяемой для таких изделий, и не ниже, чем у высоколегированной мартенситностареющей стали.

Для дальнейшего повышения потребительских свойств фехтовальных клинков могут быть рекомендованы модифицирование состава стали за счет микролегирования и повышение требований к чистоте стали наряду с улучшением геометрии клинков.

СУБМИКРОСТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ ВИНТОВОЙ ГИДРОЭКСТРУЗИЕЙ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКОЙ

В. Н. Варюхин, Е. Г. Пашинская, В. М. Ткаченко

Донецкий физико-технический институт НАНУ, Донецк, Украина

Одним из новых эффективных методов интенсивной пластической деформации для получения массивных субмикроструктурных (СМК) материалов является винтовая гидроэкструзия (ВГЭ) под высоким давлением [1,2]. Мало изученными остаются процессы, протекающие в СМК материалах при дальнейшей деформационной обработке. С этой целью исследовались изменения структуры и свойств чистой меди (99,9 %), подвергнутой ВГЭ (степень деформации $\epsilon=2,7$) и последующей прокатке ($\epsilon=1,36$) в направлениях параллельном и перпендикулярном оси ВГЭ. Изменения контролировались методами дюриметрии, оптической и электронной микроскопии.

Под воздействием ВГЭ сформировалась структура с сочетанием равноосных и слабо вытянутых зерен в перпендикулярном сечении и сильно вытянутыми, расположенными под некоторым углом к оси деформации, зернами в сечении параллельном оси ВГЭ. При дальнейшей деформации меди после ВГЭ наблюдаются принципиальные изменения структуры. Прокатка вдоль оси ВГЭ привела к тому, что в параллельном сечении вытянутые зерна преобразовались в равноосные, а равноосные зерна в перпендикулярном сечении трансформировались в вытянутые. При прокатке в перпендикулярном направлении относительно оси ВГЭ наблюдается аналогичное изменение структуры. Такие изменения не являются типичными для холодной прокатки, так как при этом должна формироваться структура с вытянутыми зернами вдоль оси деформации. При прокатке фиксировалось небольшое общее измельчение зерен и рост значений микротвердости на 20 %. Рентгеноструктурный анализ показал незначительное увеличение плотности дислокаций при прокатке.

Анализ формы зерен в разных сечениях позволяет сделать вывод о том, что при ВГЭ формируется СМК структура с зернами в форме эллипсоидов, повернутых к оси ВГЭ под углом примерно $35-55^\circ$. Особенности сформированной субмикроструктуры позволяют под действием приложенных внешних напряжений реализоваться процессам зернограничного проскальзывания, приводящих к повороту зерен под некоторым углом к оси прокатки.

1. Бейгельцимер Я.Е., Варюхин В.Н., Сынков В.Г., Сапронов А.Н., Сынков С.Г. Новые схемы накопления больших пластических деформаций с использованием гидроэкструзии // ФТВД. 1999, т.9, №3. – С.109-111.

2. Варюхин В.Н., Пашинская Е.Г., Самойленко З.А., Сынков В.Г., Пашинский В.В., Бейгельцимер Я.Е., Сынков С.Г. Накопление интенсивных пластических деформаций в меди при гидроэкструзии с кручением // Металлы, 2001, №3. – С.79-83.

РАСПАД ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА Al - 4 мас. % Cu ПРИ ИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

Н. В. Гущина^{*}, В. В. Овчинников^{*}, Б. Голобородский^{*}, Л. С. Чемеринская,
Arndt Mücklich^{**}, Egbert Wieser^{**}, О. В. Селиванова^{***},
М. Конышев^{***}, В. М. Фарбер^{***}

**Институт электрофизики УрО РАН,*

***Institute of Ion Beam Physics and Materials Research,
Forschungszentrum Rossendorf e.V.*

****Уральский государственный технический университет*

В последнее время для получения уникальных электрических, магнитных, механических и трибологических и др. свойств сплавов наряду с традиционными термомеханическими методами стали применяться более современные методы обработки поверхности, такие как ионная имплантация.

В данной работе проведено экспериментальное исследование влияния облучения газовыми (Ar^+) и металлическими (Al^+ , Cu^+) ионами на распад пересыщенного твердого раствора модельного дисперсионно-твердеющего сплава Al + 4 мас. % Cu.

Образцы сплава Al + 4 мас. % Cu в виде фольг толщиной 100 мкм после закалки в воде от 520°C были подвергнуты следующим воздействиям: 1) облучению непрерывными пучками ионов Ar^+ ($E = 20$ кэВ, $j = 200$ мкА/см²) разными дозами $D = 2 \cdot 10^{16}$, $3 \cdot 10^{17}$, $1 \cdot 10^{18}$, $2 \cdot 10^{18}$ ион/см², 2) облучению сканирующими пучками металлических ионов: Al^+ ($E = 30$ кэВ, $j = 180$ мкА/см², площадь сканирования - 5×5 см²); Cu^+ ($E = 65$ кэВ, $j = 50$ мкА/см², 4×4 см²) дозами $1 \cdot 10^{16}$, $1 \cdot 10^{17}$, $1 \cdot 10^{18}$ ион/см².

В ходе облучения осуществлялся контроль температуры мишени. При облучении мощными пучками ионов Ar^+ при самом длительном (в течение 30 мин) воздействии пучком образец нагрелся до 60°C. Режимы облучения металлическими ионами подбирались таким образом, чтобы температура мишени также не превышала 60°C.

С помощью измерений микротвердости и рентгеноструктурного анализа установлено, что уже при малых дозах облучения и низких температурах (< 60°C) происходит распад твердого раствора с выделением частиц вторых фаз. Следует отметить, что непрерывный нагрев закаленного образца в масле до 60°C в течение 30 мин (ход кривой нагрева аналогичен нагреву мишени при облучении высокой дозой) не приводит к изменению микротвердости и периода решетки твердого раствора. Более того, нагрев и выдержка при 60°C в течение 8 часов приводит к росту микротвердости, что свидетельствует о протекании лишь начальной (зонной) стадии старения.

Электронно-микроскопическое исследование поперечного среза образца, облученного ионами Ar^+ дозой $2 \cdot 10^{16}$ ион/см² (время облучения 20 с) подтвердило, что облучение вызывает глубокий распад с образованием частиц θ' и θ -фаз. Глубина исследованного слоя составила 600 нм, что более чем на порядок превышает проективные пробеги ионов. На несколько порядков возрастает скорость старения (по сравнению с обычным термостимулированным старением при той же температуре).

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СХЕМЫ РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТОВ ТМО В ПРОИЗВОДСТВЕ СОРТОВОГО ПРОКАТА СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Ю. В. Яценко, Я. И. Спектор, К. А. Рахманов, Ю. В. Артамонов

УкрНИИспецсталь, Запорожье, Украина

Особенностью производства сортового проката спецсталей и сплавов является большой объем и разнообразие термообработки с целью создания такого структурного состояния металла, которое обеспечивает технологичность передела (как в металлургии, так и у потребителя) и высокий комплекс свойств, надежность и долговечность эксплуатации ответственных деталей машин и конструкций.

Перспективным направлением развития прокатного производства спецсталей является совмещение в потоке сортовых станов процессов деформации и термообработки, что снизит прежде всего энергопотребление за счет замены термообработки с отдельного нагрева на термообработку с использованием тепла нагрева под прокатку. Для ряда сталей возможно также сокращение длительности термообработки за счет ускоряющего воздействия горячей деформации на фазовые превращения при охлаждении проката и отжиге в потоке прокатки

Структурные эффекты ТМО (измельчение зерна, оптимизация дислокационной субструктуры, повышение однородности распределения вторых фаз и вредных примесей и др.) позволяют получать конструкционные и коррозионностойкие стали с повышенным в 1,2-1,5 раз комплексом прочностных и пластических свойств. В подшипниковых и инструментальных сталях снижается на 1-2 балла карбидная сетка, дисперсность перлита и размер первичных карбидов проката, что обеспечивает повышение на 30-50% контактной выносливости, скорости износа и работы разрушения подшипников, резцов, протяжек и других деталей.

Опыт промышленного опробования ТМО, анализ данных о влиянии технологии ТМО на структуру, кинетику фазовых превращений и свойства спецсталей и сплавов (подшипниковых, инструментальных, пружинных, коррозионностойких, легированных конструкционных и др.) позволили обосновать и развить концепцию создания интегрированных в прокатные станы линий термической и термомеханической обработки. Такие линии целесообразно предусмотреть при проектировании новых сортопрокатных станов спецметаллургии. Разработаны технологические схемы и исходные материалы для ТЛЗ на проектирование: свойства, марочный и профильный сортамент, прогнозируемая потребность по группам сталей и видам проката, основные параметры термообработки и ускоренного охлаждения и др.

Ряд рассмотренных технологических схем реализовано в ТЛЗ и проектах опытных и опытно-промышленных установок минипроизводств бунтов для высокопрочного крепежа и проволоки, ленты и прутков из супермелкозернистых аустенитных и ферритных сталей, рессорной полосы и др.

ТМО ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ИЗДЕЛИЙ С ЗАКАЛКОЙ В НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

В. Б. Дементьев*, О. И. Шаврин**

* *Институт прикладной механики УрО РАН, Ижевск*

** *Ижевский государственный технический университет, Ижевск*

В настоящее время известны различные схемы термомеханической обработки (ТМО) это: ВТМО, НТМО, ВТМИЗО, ПТМО, МТО и др., которые зарекомендовали себя как перспективные процессы упрочняющей обработки сталей. Для получения максимального упрочняющего эффекта главными управляемыми режимами ТМО являлись: температура нагрева, степень деформации, последеформационная выдержка до закалки. При этом в основном во всех процессах ТМО в цикле нагрев-деформация-охлаждение заготовка после деформации подвергается закалке в свободном состоянии или с минимальными напряжениями возникающими от поддерживающих устройств.

В работе приведены результаты исследований влияния ВТМО с деформацией винтовым обжатием и закалкой заготовки после деформации в напряженном состоянии создаваемым за счет приложения усилий к заготовке при ее деформации. Технологические режимы ВТМО винтовым обжатием для стали 30ХН2МФА следующие: температура нагрева 960-980⁰ С, степень деформации

~ 20 %, последеформационная пауза ~ 5 сек. Напряжения в заготовке при закалке изменились в следующих пределах осевые от 30 МПа до – 20 МПа, касательные от 5,0 до 10 МПа.

Механические свойства для данной стали от напряженного состояния изменялись в следующих пределах (температура отпуска 500⁰ С) σ_b 1315 МПа при растягивающих напряжениях, до 1380 МПа при сжимающих напряжениях, $\sigma_{0,2}$ 1211 МПа до 1272 МПа соответственно, относительное удлинение δ от 13 % до 15,3 %, относительное сужение Ψ от 59,5 % до 63,5 % при изменении ударной вязкости КСИ от 0,94 до 1,1 МДж/м², а после закалки ТВЧ σ_b 1234 МПа,

$\sigma_{0,2} = 1138$ МПа, $\delta = 13,5$ %, $\Psi = 67$ %, КСУ = 1,1 МДж/м².

Для других сталей с более низким отпуском изменение механических свойств от действующих напряжений (например для стали 30ХГСН2А температура отпуска 200⁰) С разница по σ_b составляет 125 МПа, по $\sigma_{0,2}$ – 90 МПа. Кроме того для данной стали были проведены испытания на кручение, где были определены предел прочности на кручение. Изменение их от действующих напряжений при закалке следующие: $\tau_{пч}$ – 1440 МПа до 1510 МПа при направлении действия напряжений при закалке совпадающем при действии напряжений при испытаниях, $\tau_{пч}$ – 1390 МПа до 1430 МПа при действии напряжений при испытаниях в противоположном направлении действия напряжений при закалке.

Данные результаты показывают о возможности повышения механических свойств закаливаемых сталей за счет приложения дополнительных напряжений к заготовке в процессах закалки при любых схемах обработки.

РКУ ПРЕССОВАНИЕ И КОМБИНИРОВАННЫЕ ТМО СПЛАВОВ Ti-Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

И. Ю. Хмелевская^{*}, С. Д. Прокошкин^{*}, С. В. Добаткин^{***}, В. В. Столяров^{***},
И. Б. Трубицына^{*}, А. В. Коротичкий^{*}, К. Э. Инакян^{*}, Е. А. Прокофьев^{***}

^{*}Московский государственный институт стали и сплавов, Москва

^{**}Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

^{***}Институт физики перспективных материалов, Уфа

Возможности регулирования функциональных свойств сплавов с памятью формы (СПФ) можно расширить используя схемы ТМО, приводящие к формированию ультрамелкозернистой (нано- или субмикроструктурной) структуры) в условиях интенсивной пластической деформации (ИПД). ИПД сплавов Ti-49.4 ат.% Ni, Ti-50.2 ат.% Ni и Ti-50.6 ат.% Ni проводили методом многопроходного равноканального углового прессования (РКУП) в интервале температур 400–500 °С, приводящего к формированию субмикроструктурной структуры. Полученный уровень функциональных свойств оказался выше, чем после традиционной НТМО прокаткой с последующим полигонизирующим нагревом, и значительно выше, чем после закалки. Например, максимальная полностью обратимая деформация, величина которой после закалки сплава Ti-49.4 % Ni составляла всего 2 %, а после НТМО и отжига 400 °С, 1 ч – 4%, в результате РКУП при 450 °С возросла до 6 %. Так же соотносятся величины максимального реактивного напряжения.

На сплаве Ti – 50.2 ат % Ni проведено систематическое исследование влияния числа проходов N при РКУП при температуре 450 °С ($N = 1, 4, 8, 12$) и изменения температуры РКУП за 8 проходов (400, 450, 500 °С) на основные функциональные свойства (обратимая деформация, реактивное напряжение), характеристические температуры превращений и структуру сплава. Увеличение числа проходов РКУП приводит к экстремальному изменению максимальной полностью обратимой деформации ε_r^{max} : ε_r^{max} растет за первые 4 прохода с 6 % ($N = 0$) до 9 %, а затем уменьшается до 7.5 – 8 %. Дополнительный отжиг сплава Ti- 50.2 % Ni при 450 °С и 500 °С после РКУП при 450 °С, $N = 8$ оказывает благоприятное влияние на величину деформации: ε_r^{max} достигает 9 % (отжиг 500 °С, 1ч) и 8-9,5% (отжиг 450 °С, 1ч), но существенно понижает максимальное реактивное напряжение σ_r^{max} .

Целью применения комбинированных термомеханических обработок было изыскание возможностей дополнительного улучшения комплекса функциональных свойств СПФ на основе Ti-Ni по сравнению с достигнутым непосредственно РКУП. Любая из примененных термомеханических обработок, в том числе в комбинации с РКУП и отжигом, приводит к одновременному росту ε_r^{max} и σ_r^{max} по сравнению с обычной закалкой. Однако при этом не превышает комплекс свойств, полученный непосредственно после РКУП.

Из всех исследованных термомеханических обработок сплавов Ti-50.2 ат.% Ni и Ti-50.6 ат.% Ni в т.ч. комбинированных с РКУП и/или отжигом, наиболее высокий комплекс функциональных свойств получен непосредственно в результате РКУП при 450 °С за 8 проходов.

О РАЗВИТИИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ЭНЕРГООБОРУДОВАНИЯ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ

И. И. Минц, Н. Г. Новоселова

ОАО «УралВТИ», Челябинск

Обобщение результатов исследования микроповрежденности металла энергооборудования после различных условий длительного высокотемпературного нагружения позволило выявить статистические зависимости кинетики развития разрушения.

Применительно к гнутым участкам паропроводов (гибам), изготовленным из Ст - Мо - V сталей, показано влияние химического состава и структурного состояния металла, а также относительной толщины стенки труб и условий эксплуатации (температуры, давления и наработки) на развитие микроповрежденности.

Зависимость скорости накопления микроповрежденности от температурно-временных условий нагружения на разных последовательных стадиях развития порообразования (поры, цепочки пор, микротрещины) неодинакова.

С увеличением температуры скорость развития процесса от пор до цепочек пор существенно увеличивается, а от цепочек пор до микротрещин уменьшается.

С увеличением уровня напряжений (уменьшением долговечности) скорость развития процесса от пор до цепочек пор несколько уменьшается, а от цепочек пор до микротрещин заметно увеличивается.

Выявлено, что с увеличением уровня микроповрежденности на наружной поверхности гибов глубина распространения цепочек пор по толщине стенки увеличивается.

Минимальное значение глубины распространения цепочек пор по толщине стенки, при котором может наступить разрушение гибов, не зависит от температурно-временных условий эксплуатации и составляет 50% от толщины стенки.

По совокупности полученных данных построены номограммы для оценки остаточной долговечности гибов в зависимости от уровня накопленной микроповрежденности и условий эксплуатации.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ 08X14АН4МДБ И ЕЕ ПАЯНОГО СОЕДИНЕНИЯ С УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛЬЮ

В. М. Блинов^{*}, Д. Е. Капуткин^{***}, М. В. Краснощеков^{**}, Н. В. Шилова^{***}

^{}Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, Москва*

*^{**}Московский государственный институт стали и сплавов, Москва*

*^{***}Московский государственный вечерний металлургический институт, Москва*

Исследована зависимость фазового состава, структуры и твердости стали 08X14АН4МДБ от скорости охлаждения при закалке и режимов отпуска. Отпуск в интервале 250 - 400⁰С приводит к старению и уменьшению объемной доли остаточного аустенита, максимальная твердость наблюдается после старения 300⁰С, 30 минут, при более высоких температурах наблюдается перестаривание.

Холодная прокатка стали 08X14АН4МДБ приводит к наклепу и образованию мартенсита деформации. Отпуск при температурах до 400⁰С приводит к протеканию мартенситного превращения, которое проходит значительно интенсивнее, чем в недеформированном состоянии, старению и повышению твердости. При 450 - 500⁰С проходит обратное мартенситное превращение, поэтому количество остаточного аустенита увеличивается и твердость снижается.

Пайка латунным припоем пластин сталей 08X14АН4МДБ (1 мм) и Ст.3 (4 мм) позволяет получить слоистый триметалл, причем в ходе охлаждения после пайки происходит закалка с частичным самоотпуском стали 08X14АН4МДБ.

Холодная прокатка указанного триметалла возможна до суммарного обжатия 20%, после чего возможно расслоение. Старение паяного и деформированного триметалла приводит к изменению твердости слоя стали 08X14АН4МДБ, аналогичным изменениям в пластинчатых образцах.

С увеличением степени обжатия состаренного при 400⁰С, 30 минут триметалла от 0 до 20% его прочность повышается (σ_b от 510 до 640 МПа, а $\sigma_{0,2}$ от 250 до 600 МПа), а пластичность хотя снижается с 35 до 20%, но остается на довольно высоком уровне.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ Ti-Ni-Fe С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

С. Ю. Макушев^{*}, И. Ю. Хмелевская^{**}, С. Д. Прокошкин^{**}, С. В. Добаткин^{***},
М. Н. Белоусов^{**}, А. В. Коротичский^{**}

^{*}ЦНИИчермет им. И. П. Бардина, Москва

^{**}Московский государственный институт стали и сплавов, Москва

^{***}Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва

Исследовали сплавы с памятью формы (СПФ) Ti–47,5ат.%Ni–2,4ат.%Fe (сплав 1), Ti–47ат.%Ni–3,0ат.%Fe (сплав 2) и Ti–46,6ат.%Ni–3,4ат.%Fe (сплав 3) для криофитных термомеханических соединений с целью оптимизации их состава для последующей термомеханической обработки методом равноканального углового прессования (РКУП). Сплавы подвергались закалке от 800 °С и высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО) при 700 °С с обжатием 40 %. Структуру сплавов исследовали рентгенографически, определяли максимальную полностью обратимую деформацию ϵ_r^{\max} и максимальное реактивное напряжение σ_r^{\max} . Наводящую эффект памяти формы (ЭПФ) деформацию проводили в жидком азоте. В сплавах 1 и 2 наводящая ЭПФ деформация при -196 °С осуществляется легко, в то время как деформация сплава 3 требует значительных усилий в связи с вялым развитием мартенситного превращения.

Структура исследуемых сплавов после закалки и ВТМО представляет собой при комнатной температуре стабильный В2-аустенит с небольшим количеством фазы Ti₂Ni. В сплавах

Ti–47ат.%Ni–3,0ат.%Fe и Ti–46,6ат.%Ni–3,4ат.%Fe присутствуют также карбид титана TiC и нитрид титана TiN.

Изучена кинетика и определены характеристические температуры мартенситных превращений, оценена способность сплавов к образованию мартенсита. Отмечены слишком низкий температурный интервал и вялое развитие мартенситного превращения в сплаве 3. В сплаве 1 точка M_s на 40 °С выше, чем в сплаве 2, который наиболее приемлем с точки зрения положения интервала мартенситных превращений. ВТМО способствует некоторому понижению интервала мартенситных превращений, а в сплаве 2 – и уменьшению количества образовавшегося мартенсита.

Наибольшая величина максимальной полностью обратимой деформации достигается на сплаве 2. При наведении ЭПФ в сплаве 3 велика вероятность преждевременного разрушения вследствие повышенной хрупкости этого сплава. Максимальная полностью обратимая деформация после ВТМО на 0.3 – 0.5 % выше, чем после закалки.

Максимальное реактивное напряжение сплавов 1 и 2 одинаково, а сплава 3 – несколько выше, но это преимущество нельзя использовать ввиду большой вероятности разрушения сплава 3 при наводящей ЭПФ деформации. ВТМО значительно увеличивает σ_r^{\max} по сравнению с закалкой.

В результате проведенных исследований выбран сплав 2 (Ti–47ат.%Ni–3,0ат.%Fe) как оптимальный для проведения РКУП. Сплав 3 отвергается как хрупкий и нетехнологичный. Сплав 1 обладает меньшей обратимой деформацией, чем сплав 2, и более высокой точкой M_s, а следовательно и меньшей низкотемпературной стабильностью реактивного напряжения и термомеханического соединения.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ НАГРЕВЕ ЕСТЕСТВЕННО СОСТАРЕННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al -Cu-Mg-Ag МЕТОДОМ ДСК.

В. В. Телешов, Е. Я. Капуткин, Н. П. Космачева

ОАО “Всероссийский институт легких сплавов”, Москва

Введение 0,5 масс.% серебра при легировании алюминиевых деформируемых сплавов системы Al -Cu-Mg с обычным для деформируемых сплавов содержанием меди и магния изменяет последовательность структурных превращений при распаде твердого раствора и существенно повышает дисперсность упрочняющих фаз, образующихся при искусственном старении. Полуфабрикаты из этих сплавов при оптимальном легировании имеют высокий уровень прочностных свойств, сопротивления ползучести и характеристик трещиностойкости при удовлетворительных коррозионных и технологических свойствах, что позволяет рассматривать их как перспективный жаропрочный материал для изготовления греющихся авиационных конструкций.

Изменение химического состава сплавов системы Al -Cu-Mg-Ag приводит к сдвигу фиксируемых при нагреве температурных областей появления и обратного растворения известных в этой системе упрочняющих выделений θ' -, Ω -, S' - и T-фаз. Анализ термических эффектов от этих превращений, выявляемых при дифференциальной сканирующей калориметрии, позволяет уточнить температурные параметры термической обработки сплавов разного состава.

В работе провели калориметрический анализ превращений при нагреве прессованных полуфабрикатов из 10 сплавов этой системы с отношением Cu:Mg от 21,2 до 1,6 при содержании серебра от 0,22 до 0,61 %, находящихся в естественно состаренном состоянии, в калориметре DSC111 в интервале температуры от 20 до 600 °C со скоростью нагрева 5 °C/мин.

На кривых ДСК выявляются следующие термические эффекты: эндотермический эффект при растворении зон ГП или ГПБ, образовавшихся при естественном старении сплава; одинарный или сдвоенный экзотермический эффект при распаде твердого раствора с образованием выделений упрочняющих фаз, соответствующих данному химическому составу сплава; эндотермические эффекты, связанные с растворением выделений упрочняющих фаз; эндотермический эффект при плавлении легкоплавкой эвтектики в случае наличия в структуре избыточных включений фаз θ и S кристаллизационного происхождения; эндотермический эффект при плавлении твердого раствора.

Полученная зависимость температурных интервалов термических эффектов от химического состава сплавов сопоставлена с предполагаемыми структурными превращениями при нагреве и с механическими свойствами материала в искусственно состаренном состоянии T1. Увеличение содержания серебра в сплавах с высоким отношением Cu:Mg приводит к повышению прочностных свойств полуфабрикатов. Максимальные прочностные свойства характерны для сплавов с 0,5 % серебра, расположенных в середине фазовой области $\alpha+\theta+S$ тройной диаграммы состояния, когда упрочнение осуществляется смесью упрочняющих выделений Ω , θ' , S' .

ТЕРМИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ С ПРОКАТНОГО НАГРЕВА И ТМО – ПУТЬ СОЗДАНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ХЛАДОСТОЙКИХ СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

В. Н. Рычагов

НПКФ “Рист” Украина, Днепрпетровск, Украина

Проблема производства высокопрочных, хладостойких и дешевых сталей для строительных конструкций может быть решена рациональным совмещением легирования (микролегирования) и эффективных ресурсосберегающих режимов термического упрочнения стали с прокатного нагрева (ТУПН), регламентированной (контролируемой) прокатки (РП или КП) и ТМО с последующим ускоренным охлаждением (УО).

В данной работе изучено влияние температурно-деформационных и временных параметров ТУПН, РП, ТМО и ускоренного охлаждения на структуру и механические свойства сталей ВСтЗсп, 09Г2С, 06-09Г2ФБ, 16Г2АФ, 15Г2АФДпс и 14Х2ГМР.

Исследования взаимосвязи микро- и тонкой кристаллической структуры, дефектов кристаллической решетки и их построений, созданных во время действия на металл значительных разовых (от 7-10%) и суммарных (до 60-75%) деформаций в процессе прокатки при повышенных температурах (от 750-800 до 1150-1250°С), УО и отпуска, и свойств с параметрами обработки позволили разработать теоретические основы создания и реализации на МК Украины ресурсосберегающих технологий ТУПН и ТМО низкоуглеродистой, низко- и микролегированных сталей различных классов прочности (от С270 до С790) применительно к строительным конструкциям.

Установлено влияние температурно-деформационных условий прокатки на изменение параметров аустенитной и конечной микроструктур с суммарной деформацией 15-75% на конечном этапе (чистой) прокатки в над- и межкритической областях и, соответственно, на характеристики прочности, пластичности, вязкости и хладостойкости исследуемых сталей. Определены оптимизированные, с позиций ресурсосбережения и создания дисперсной конечной структуры по типу динамической полигонизации или фрагментированной субструктуры, режимы РП и ТМО исследуемых сталей с последующим УО со скоростями от 2 -45⁰/с до 60-120⁰/с и отпуском, позволяющие получить комплекс механических свойств значительно более высокий, - чем после улучшения и РП. Четко разграничены процессы динамического возврата, полигонизации и рекристаллизации с процессами статической рекристаллизации, что необходимо для оптимизации температурно-деформационных и временных параметров процесса ТМО и обеспечения эффективного влияния их на формирование оптимальной структуры и, соответственно, высокого уровня служебных свойств строительных сталей. Оптимальные с позиций ресурсосбережения и создания дисперсных конечных структурных состояний по типу динамической полигонизации, температурно-деформационные и временные параметры РП и ТМО сталей ВСтЗсп, 09Г2С, 06Г2ФБ, 09Г2ФБ, 16Г2АФ, 15Г2АФДпс и 14Х2ГМР обеспечивают формирование мелкого рекристаллизованного зерна аустенита, создание полигонизованной и фрагментированной субструктуры в результате использования УО после окончания деформации.

Выбраны конкретные (в зависимости от требуемых свойств: высокая прочность - достаточная вязкость или высокая вязкость и хладостойкость - достаточная прочность) оптимизированные режимы ТУПН, РП, ТМО, обеспечивающие повышение трещиностойкости при сохранении пластичности и технологичности в требуемых пределах. Получены новые высокопрочные и хладостойкие материалы, позволяющие осуществить ряд принципиально новых конструктивных решений и создать экономичные надежные строительные металлические конструкции.

ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ СТАЛИ 10Г2ФБ ПРИ СВАРКЕ

В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Д. В. Лаухин,
Л. Н. Иванова В. И. Куксенко

*Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры,
Днепропетровск*

Проблема снижения металлоемкости и создания надежных строительных конструкций требует использования сталей более высокой прочности, чем применяемые ныне.

В связи с тем, что высокопрочный металл при изготовлении конструкций ответственного назначения подвергается сварке, в настоящей работе ставили целью исследовать влияние параметров сварки на характер структурообразования в зоне термического влияния в листовом прокате из стали 10Г2ФБ и определить возможность его использования в сварных металлических конструкциях.

Для определения степени разупрочнения металла в зоне термического влияния были проведены механические испытания натуральных сварных образцов. Испытания на растяжение и холодный загиб показали, что разрушение сварных образцов произошло по основному металлу на удалении от зоны сплавления не менее 22 мм, т.е. разрушение произошло по основному металлу, при этом все образцы выдержали испытание на холодный загиб.

Для более детального исследования изменения механических свойств сварного соединения по всему сварному соединению повели измерения твердости в точках, лежащих на отрезке, соединяющем металл сварочной ванны и основной металл. Результаты испытаний зоны сварного шва, зоны термического влияния и основного металла на твердость показали, что большинство образующихся структур в зоне термического влияния будут иметь равные с основным металлом прочностные и пластические показатели или даже превышать их.

Структурные превращения, происходящие при нагреве и последующем охлаждении в зоне термического влияния тепловыделения в процессе сварки, были более подробно исследованы металлографическим методом. На основании проведенных количественных и качественных исследований была построена структурно-пространственная диаграмма, отражающая различные структурные состояния металла по ширине зоны термического влияния, а также наглядно показывающую сопряженные с ней параметры. Также были выделены наиболее ослабленные по механическим свойствам структуры в зоне термического влияния.

Для уточнения деталей структурообразования в нижней части МКИ было проведено электронномикроскопическое исследование методом углеродных реплик с оттенением платиной для повышения контраста.

После проведенных исследований, можно сделать вывод, что высокопрочный толстолистовой металлопрокат из сталей этого типа 10Г2ФБ, производимых методом контролируемой прокатки и ее разновидностей может быть рекомендован к использованию в сварных строительных конструкциях ответственного назначения.

ОПРОБОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ С УСКОРЕННЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ НА ОАО “СЕВЕРСТАЛЬ”.

М. Ю. Матросов, Л. И. Эфрон, В. И. Ильинский

*ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва
ОАО “Северсталь”, Череповец*

На стане 5000 ОАО “Северсталь” проведены эксперименты по производству листов из экономнолегированных трубных сталей химического состава типа 0,05-0,1%С, 1,45-1,6%Mn с микролегирующими добавками Nb или Nb и V с применением ускоренного охлаждения (УО). Стали такого химического состава в настоящее время используются на ОАО “Северсталь” для производства листов категорий прочности X 60– X70 по режиму контролируемой прокатки без ускоренного охлаждения. Целью данных экспериментов являлось изучения возможности повышения свойств подобных сталей без дополнительного легирования путем применения ускоренного охлаждения после прокатки с завершением в γ и $\gamma+\alpha$ области, а также изучение влияния параметров ускоренного охлаждения на структуру и свойства низколегированных трубных сталей.

Проведен анализ влияния параметров прокатки и ускоренного охлаждения на свойства полученного металла. При постоянной скорости охлаждения (около 20-25 °С/сек) наибольшее влияние на микроструктуру и, соответственно, свойства стали оказывает температура окончания ускоренного охлаждения, так как она определяет тип второй структурной составляющей, образующейся при УО. Как известно, при изменении температуры конца охлаждения в низколегированных сталях могут образовываться перлит (как обычный, так и вырожденный), игольчатый феррит, бейнит, а также мартенсит. Количество второй структурной составляющей в значительной степени связано с температурой начала ускоренного охлаждения. Чем ниже эта температура, тем больше феррита успевает образоваться из аустенита до начала охлаждения, и, соответственно, тем меньше объемная доля продуктов промежуточного превращения, образующаяся при ускоренном охлаждении.

Сравнение микроструктур листов, охлажденных на воздухе и в УКО, позволяет сделать следующие выводы (пример на рис.1):

1. В состоянии КП без УО металл исследованных плавок имеет феррито-перлитную полосчатую структуру.
2. При ускоренном охлаждении в опробованном интервале температур микроструктура листов представляет из себя смесь полигонального феррита и продуктов промежуточного превращения, может присутствовать некоторое количество перлита.
3. При понижении температуры начала охлаждения в двухфазную ($\alpha+\gamma$) область полосчатость структуры возрастает, а количество второй структурной составляющей уменьшается.
4. Ускоренное охлаждение позволяет получать более мелкодисперсную структуру и снижать разнородность по толщине листа.

Построены диаграммы зависимости механических свойств металла листов от температуры конца ускоренного охлаждения. Показано, что снижение температуры конца охлаждения ведет к увеличению временного сопротивления (на 40-60 МПа) и снижению пластичности. Предел текучести ведет себя более сложно – при снижении температуры конца охлаждения до интервала 450-550°С (в зависимости от химического состава металла и температуры начала охлаждения) σ_T повышается (на 20-40 МПа), затем, при дальнейшем снижении температуры конца охлаждения предел текучести может падать из-за исчезновения площадки текучести на диаграмме растяжения. При применении оптимального режима охлаждения повышение прочности не сопровождается снижением уровня ударной вязкости и хладостойкости.

Прокатка листов из экономнолегированных сталей на стане 5000 ОАО “Северсталь” с применением ускоренного охлаждения продемонстрировала возможность применять ускоренное охлаждение после прокатки для повышения комплекса механических свойств проката.

ОПТИМИЗАЦИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ПАРАМЕТРОВ ТМО – ПУТЬ СОЗДАНИЯ КЛАССА ХЛАДОСТОЙКИХ И ЭКОНОМИЧНЫХ КРЕМНЕМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ СТРОИТЕЛЬНОГО ДИАПАЗОНА

В. К. Флоров, В. Н. Рычагов

*Национальная металлургическая академия Украины,
НПКФ “Рист”, Днепрпетровск, Украина*

Кремнемарганцевые стали теряют сегодня свою конкурентоспособность и привлекательность в связи с ростом требований нормативных документов и необходимостью удешевления их производства. В связи с этим, металлопрокат из Si-Mn сталей с целью обеспечения предельно высокой пластичности, вязкости (и хладостойкости) при повышенной прочности и улучшенной свариваемости требует оптимизации состава по содержанию марганца, кремния, углерода и параметров ТМО, что обеспечит повышение его экономичности, технологичности и надежности.

На основании факторного анализа массивов данных по составу и свойствам металлопроката установлено влияние углерода, марганца и кремния на параметры прочности и пластичности конструкционных сталей. В результате чего установлены пределы содержания: С, Si, Mn и их соотношений, при которых пластичность (и вязкость) имеют максимальные (экстремальные) значения. Для проверки установленного эффекта, уточнения содержания и оценки влияния различных соотношений элементов в “триаде” С-Mn-Si на свойства металлопроката были выплавлены (в индукционной печи) и прокатаны по различным деформационно-термическим режимам ряд опытных сталей-аналогов 10Г2С2, 10Г2С1, 09Г2С, 15ХСНД, а также и с оптимизированными соотношениями Si, Mn, и С. Содержания серы и фосфора находились в пределах 0,024-0,036 и 0,016-0,028%, соответственно. Из листов и полос отбирали в г\к состоянии, после ТМО и улучшения разрывные и ударные образцы. Все опытные стали в г\к состоянии имеют ферритно-перлитную структуру, различаясь, в определенной степени, объемными долями структурных составляющих, размерами ферритного зерна и плотностью перлита. Повышенная устойчивость переохлажденного аустенита разработанных сталей оптимизированного по марганцу и кремнию состава и 15ХСНД обуславливает его превращение при более низких температурах, чем у стандартных кремнемарганцевых сталей, что способствует увеличению объемной доли перлита и уменьшению размера зерна феррита. После ТМО и улучшения указанные стали имеют смешанную ферритно-бейнитно-мартенситную структуру или структуру отпущенного мартенсита различной степени дисперсности, в значительной степени определяемую деформационно-термическими параметрами обработки и охлаждения.

Сравнительные данные по свойствам исследованных сталей показали, что в г\к состоянии сталь с оптимизированным соотношением: С, Si и Mn соответствует классу прочности С420, превосходя по пределу текучести 10Г2С1, 10Г2С2 и 09Г2С. По пластичности и вязкости она заметно превосходит все опытные стали, выплавленные и обработанные в одинаковых условиях: при -70°C ударная вязкость КСЧ (при вязком характере излома) соответствует значениям более 0,6-0,7 МДж\м², что в 1,5-3 раза превышает все опытные стали, обеспечивая температуры вязко-хрупкого перехода T_{50} ниже -70°C . ТМО по оптимальным режимам, повышая прочность, не снижает характеристики пластичности и низкотемпературной вязкости.

Разработанные стали оптимизированного по Si и Mn состава более экономно легированы, что приводит к экономии (до 7-8 кг\тн) ферромарганца, снижению их стоимости и улучшению свариваемости. В г\к состоянии и после ТМО они могут быть рекомендованы потребителям - как хладостойкие стали классов прочности С420, С390, С360 и более для ответственных конструкций, в том числе и “северного исполнения”, эксплуатируемых до -60 — -70°C , взамен никельсодержащей стали 15ХСНД и ряда новых, в том числе и микролегированных, более дорогих сталей.

РАЗРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ РЕСТАВРАЦИИ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ИСТОРИЧЕСКИХ ОРГАНОВ

Б. Б. Страумал^{* ****}, М. Фризель^{**}, М. Йокота^{***}, К.-Й. Бергстен^{***},
М. В. Астахов^{****}, Б. Баретцки^{*****}

** Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*

*** Технологический университет им. Чалмерса,*

**** Университет Гетеборга, Центр органного искусства,*

***** Московский государственный институт стали и сплавов,*

****** Институт металловедения об-ва им. Макса Планка*

Исполнение органной музыки, написанной в Средние века и эпоху Барокко на исторических инструментах тех эпох становится все более популярным. Поскольку технология изготовления органов резко изменилась во время первой индустриализации (в конце XXVIII – начале XIX вв.), то звучание всех более новых органов резко отличается от старых (примерно как звучание рояля и клавесина). К сожалению, число исторических органов ограничено, и звучание сохранившихся экземпляров можно услышать только в церквях и соборах Западной и Центральной Европы. Однако, изготовление новых органов для рынков в Восточной Европе, Америке и Азии (как и реставрация старых органов) сталкивается с проблемой изготовления современными способами материалов для органных труб, свойства которых идентичны или близки к старым.



В работе описываются результаты исследования микроструктуры и свойств материалов для изготовления органных труб, идентичных историческим (в основном – сплавов олово-свинец). Описываются разработанные методы литья и последующей механической обработки, позволившие построить в Гетеборге в церкви Оргрите Ниа Кирка орган, воспроизводящий архитектуру и акустические параметры органов, построенных органом мастером Арпом Шнитгером в соборе Любека и церкви св. Якова в Гамбурге. Обсуждаются подходы и методы последующей работы по воссозданию не только сплавов олово-свинец для органных (безязычковых) труб, не имеющих подвижных элементов, но и сплавов медь-цинк для воссоздания материалов для колеблющихся язычков органных язычковых труб.

Авторы благодарят за финансовую поддержку программу научных обменов НАТО (проект PST.CLG.979375), программу ИНТАС (проект 03-51-3779), программу CRAFT Европейской комиссии (проект TRUESOUND) и Миннауки и образования ФРГ и РФ (проект RUS 04/014).

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 09Г2С

С.В.Добаткин*, О.И.Слепцов**, П.Д. Одесский***, С.П.Яковлева**, С.В.Сидорова*

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

**Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутск

***ЦНИИ строительных конструкций, Москва

Целью работы ставилось исследование возможности формирования субмикрокристаллической (СМК) структуры в микролегированной стали 09Г2С при холодном равноканальном угловом (РКУ) прессовании и нагреве. Сталь 09Г2С выбрана как используемая в строительных конструкциях. Микролегирование 0,08%V, 0,01%Nb, и 0,021%Ti должно сдерживать рост зёрен при нагреве, сохраняя субмикрокристаллическую структуру до более высоких температур. РКУ прессование проводили в условиях холодной деформации при $T=200$ и 300°C за два прохода на образцах диаметром 20 мм и длиной 80 мм при угле пересечения каналов 90° . Два прохода соответствовали максимальной деформации без разрушения.

РКУ прессование как при $T=200^{\circ}\text{C}$ так и при $T=300^{\circ}\text{C}$ приводит к ориентированности зёрен относительно оси образца под некоторым углом к ней. Электронномикроскопически было выявлено два типа структур: ячеистая с высокой плотностью дислокаций в границах ячеек и ориентированная субзёренная с высокой плотностью свободных дислокаций. Такая структура далека от совершенства и энергетически не выгодна. Для получения равновесной структуры с размером зерна в субмикронном уровне образцы после РКУ прессования нагревали в интервале температур $400-750^{\circ}\text{C}$. с различными выдержками.

Критерием возможного формирования субмикрокристаллической структуры мы считали уменьшение микротвёрдости без появления металлографически выявленных новых зёрен. В связи с этим, электронномикроскопически исследовали образцы после РКУ прессования по обоим режимам и нагрева на 500°C с выдержкой 5 часов и 550°C с выдержкой 30 мин.

При нагреве на 500°C в образцах, деформированных по обоим режимам, формируется преимущественно субмикрокристаллическая структура с размером зёрен 200-400 нм. Плотность дислокаций внутри зёрен относительно невысока. О высокоугловой разориентировке границ зёрен свидетельствовал полосчатый контраст.

Нагрев на 550°C с выдержкой 0,5 часа привёл к формированию двух типов структуры: субмикрокристаллической с размером зерна 200-400 нм и зёренной на стадии собирательной рекристаллизации с размером зерна 2 - 5 мкм. После РКУ прессования при 300°C и нагрева на 550°C (0,5 часа) средний размер зерна несколько выше.

Таким образом, поставленная задача - получение субмикрокристаллической структуры в стали 09Г2С может быть решена путём РКУ прессования при температуре 20 - 300°C с $N=2$ и нагрева на 500°C с выдержкой 5 часов.

Механические свойства стали 09Г2С после РКУ прессования по-разному изменяются по сравнению с исходным нормализованным состоянием: предел текучести возрастает почти в 3 раза, ударная вязкость уменьшается почти вдвое, очень маленькие значения удлинения.

Нагрев на 500°C с выдержкой 5 часов повышает пластичность по сравнению с РКУ прессованием, повышает ударную вязкость, особенно при температуре испытаний -40°C в 11,5 раз. При этом значение прочности сохраняется достаточно высоким.

Таким образом, по сравнению с нормализованным состоянием субмикрокристаллическая сталь обладает более чем в 2 раза большим $\sigma_{0,2}$ в 3,5 раза большей ударной вязкостью при температуре испытаний - 40°C . Значение пластичности при этом несколько ниже.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕДИ М06 ПОСЛЕ ХОЛОДНОГО РКУ ПРЕССОВАНИЯ

С.В. Добаткин, В.М. Сергеев, А.А. Кузнецов, М.Ю. Корниенко

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
ВНИИ неорганических материалов им. А.А. Бочвара, Москва
Московский государственный институт стали и сплавов, Москва*

Целью работы является изучение структуры и механических свойств бескислородной меди в зависимости от маршрута и степени холодной деформации при равноканальном угловом (РКУ) прессовании.

РКУ прессование меди М06 проводили при комнатной температуре на образцах диаметром 20 мм и длиной 80 мм с углом пересечения каналов 90^0 по маршрутам А- без поворота образца вокруг своей оси при повторной деформации, В_с – с последовательным поворотом образца на 90^0 и С – с поворотом образца на 180^0 , с числом циклов прессования от 1 до 10, что соответствует истинной деформации $\epsilon \sim 1,1-11$.

Изучение механических свойств меди М06 после РКУ-прессования показало, что прочностные характеристики, такие как временное сопротивление разрушению и предел текучести возрастают в 1,5 – 1,7 раза. После 5 - го цикла деформации прочностные характеристики достигают практически постоянных значений и при дальнейшей деформации меняются мало. Максимальное значение всех прочностных характеристик соответствует деформации по маршруту В_с с поворотом образца на 90^0 вокруг своей оси при многократной деформации.

Образец меди в исходном состоянии имел ярко выраженную аксиальную текстуру $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle$. Многопроходное РКУ прессование по маршруту А приводит к образованию аксиальной текстуры $\langle 111 \rangle + \langle 331 \rangle + \langle 210 \rangle$. После 10 циклов обработки прессованием наблюдается увеличение полюсной плотности $\langle 210 \rangle$.

РКУ прессование по маршруту В_с после 3 циклов приводит к размытию аксиальной текстуры. После 5 циклов прессования начинает формироваться аксиальная текстура $\langle 111 \rangle + \langle 311 \rangle$, которая становится более выраженной после 10 циклов прессования.

После РКУ прессования по маршруту С на первом этапе деформации (3 прохода) исходная аксиальная текстура размывается с появлением ориентировок $\langle 331 \rangle$ и $\langle 420 \rangle$, отсутствовавших в исходном состоянии. Второй этап деформации (5 проходов прессования) приводит к изменению характера текстуры: образуется аксиальная текстура $\langle 331 \rangle$, степень выраженности которой значительно увеличивается после 10 циклов прессования.

Электронномикроскопический анализ выявил появление отдельных равноосных субмикронных зерен с высокоугловыми границами уже после первого цикла деформации N=1. Но, в основном, структура представляла собой частично ячеистую, частично полигонизованную ориентированную структуру с малоугловыми границами. С увеличением степени деформации доля равноосных субзерен и зерен увеличивается. При N=10 практически весь объем занимают равноосные структурные элементы. Равноосная зеренная структура формируется быстрее всего по маршруту В_с, что и определяет повышенный комплекс прочностных характеристик. Средний размер зерен составил 200-300 нм.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДЕЛЬНЫХ ОТКЛОНЕНИЙ СОСТАВА И ПАРАМЕТРОВ ТЕХНОЛОГИИ (В ГРАНИЦАХ ПОЛЯ ДОПУСКОВ) НА ФОРМИРОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

А.В. Кудря, Э.А. Соколовская, М.В. Хрустова

Московский государственный институт стали и сплавов, Москва

Колебания химического состава в пределах марки, неизбежные флуктуации технологии (в пределах заданного допуска), и вытекающая вследствие этого неоднородность структур разного масштаба, даже в случае отлаженного процесса, являются основной причиной разброса свойств и появления внезапных "вспышек" брака.

Хорошая оснащенность современных металлургических производств средствами измерения и сбора информации по всей технологической цепочке приводит к быстрому накоплению значительных массивов данных производственного контроля. Отсюда закономерный интерес к их ретроспективной обработке (статистическими методами) для выявления дальних взаимодействий и определения принципов управления качеством стали.

Управление качеством "по возмущению" с помощью классической статистики (регрессия) мало эффективно для металлургии: здесь слишком много многосвязных цепей и нелинейных зависимостей от нескольких факторов. Метод контрольных карт позволяет оценить стабильность технологического процесса и масштаб отклонений значений параметров технологии. Однако при этом всегда остается открытым вопрос о критериях выбора контрольных границ, когда значения всех управляющих параметров находятся в пределах поля допуска, и о правомерности процедуры удаления "выбросов" (точек, вышедших за контрольные границы), например, когда они не приводят к снижению сдаточных свойств. В нашем случае ("раскопки данных" технологии производства поковок из стали 38ХНЗМФА-Ш) определение контрольных границ по методу среднеарифметических значений и размахов дало долю "выбросов" $\sim 0,1$ (от 342 поковок). При этом коэффициент корреляции остался неизменным, а в части поковок, значения управляющих параметров которых находились вне установленных границ, величины контролируемых сдаточных свойств были даже выше среднего (по всей выборке). Очевидно, при поиске существенных взаимосвязей в системе должны быть использованы иные подходы к обработке массива данных.

Поскольку поле допусков делится на несколько областей с разным типом зависимости, необходим поиск границ, а в пределах каждой области – определение имеющихся связей, в том числе и нетривиальных. Показано, что для выделения подобластей с разным типом доминирующей зависимости, в частности, эффективны методы когнитивной графики.

Последовательное применение таких процедур к анализируемой базе данных производственного контроля позволило оценить влияние предельных отклонений состава (в пределах марки) и технологических параметров (в границах поля допусков) на колебания пластичности и вязкости, и выработать на этой основе решающие правила для корректировки технологии в реальном времени.

INVESTIGATION OF IMPACT OF UNCONVENTIONAL TECHNOLOGIES OF FORMING ON FORMABILITY, STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF MAGNESIUM ALLOYS

Miroslav Greger^{*}, Milena Widomska^{*}, Stanislav Ruzs^{*}, Zbyszek Muskalski^{**}

^{}VŠB - Technical University of Ostrava, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Czech Republic*

*^{**}Politechnika Czestochowska - Technical University, Poland*

Basic aim of the paper consists of utilisation of unconventional forming technologies in order to obtain a very fine structure (nanostructure).

Magnesium alloys are the lightest metallic structural material. Main advantage of magnesium alloys for design purposes consists in their high specific strength and low specific mass, which pre-destines them for use wherever low weight of construction is the key factor. It means that these alloys are used particularly in aircraft industry and lately more and more often also in automotive industry and some other industries, particularly when new perspective products and manufacturing technologies are introduced. At present in the above mentioned industries all over the world there is a visible trend of increased interest in implementation of new uses of magnesium alloys, which often replace formerly used aluminium alloys. This trend is evident also in Europe.

Magnesium alloys are characterised apart from high specific strength also by good ability to damp sound and vibrations. They are normally processed by casting technologies and there are searched new possibilities of their treatment by forming technologies to long products (tubes, rods, hollow shapes) and to flat semis (strips and sheets). In comparison with aluminium products they can be easily machined and they have also many ecological benefits, related namely to their easy recycling.

Modern magnesium alloys have also good resistance to corrosion under normal conditions, which is connected particularly with considerable increase of cleanness of material and reduction of contents of heavy metals, i.e. Fe, Cu and Ni. In order to ensure reliability and safety of operation of structural complexes for transport engineering it is, however, necessary to eliminate all and any influences that could degrade resistance to corrosion of these highly clean materials, not only in the course of their technological treatment to final component, but also during their exploitation and operation.

Dependencies between structure and basic mechanical properties of cast magnesium alloys are well described. There is, however, required information about special properties, particularly fatigue strength, possibilities of strengthening by plastic deformation, possibilities and optimisation of connection of individual structural elements (load-bearing capacity of weld connections). Due to exacting character of these tests there so far exists insufficient knowledge of these properties in relation to micro-structure and particularly to causes of possible degradation of these properties as result of incorrect procedures of preparation and production of these materials. This limits also area of their industrial utilisation.

Due to the growing interest of possible utilisation of Mg alloys in many industries (development of applications in automotive industry, computer technology and consumer goods) number of scientific working sites and universities in Czech Republic, which are engaged in investigation of structural and metallurgical characteristics of Mg alloys, is growing as well. Works of these working sites are mostly focused on other areas of development of Mg alloys. The field of formability of these alloys, which we propose to investigate within the frame of the project, is in the centre of growing interest of the world-wide studies.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА НЕГОМОГЕННУЮ ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Верещагин М.Н., Остриков О.М.

*Гомельский государственный технический университет им. П.О. Сухого,
Беларусь, Гомель*

Для расширения областей практического применения металлических стекол необходимы систематические исследования влияния на их физические свойства различных способов обработки. Термодеформационная обработка наиболее широко используется для задания материалам требуемых свойств. Наиболее важными для конструкционных материалов являются механические свойства, которые во многом определяются характером развития в них пластической деформации. Поэтому представляется целесообразной цель данной работы, которая заключается в изучении влияния термодеформационной обработки на негетогенную пластическую деформацию аморфных сплавов на основе железа.

Исследовались аморфные сплавы Fe_{46.3}-Cr_{4.0}-Mn_{7.2}-V_{0.5}-B_{4.0}-Si_{2.0} и Fe_{46.3}-Mn_{7.2}-Cr_{4.0}-V_{0.5}-B_{4.0}-Si_{2.0} (в вес. %), полученные методом быстрой закалки расплава на наружную сторону медного диска-кристаллизатора. Толщина лент составляла 40 мкм. Скорость охлаждения ленты составляла 8 - 10⁵ °C/с.

Рентгеноструктурный и рентгенофазный анализы в данной работе выполнены на дифрактометре ДРОН-3 в монохроматическом CuK_α - излучении в следующем режиме: напряжение 30 кВ, ток 20 мА, скорость счетчика 2 град/мин. За эталон принят исходный сплав указанного состава, отожженный при 850 °C.

В качестве термической обработки использовались изотермический и изохронный отжиги. Для деформационной обработки применялась прокатка, а также квазистатическое и импульсное сжатие.

Изохронный отжиг образцов производился на воздухе. Аморфные ленты при заданной температуре выдерживались в течение 20 мин. Затем производились испытания образцов. Далее отжиг повторялся, но при более высокой температуре. Максимальная температура отжига составила 700 °C.

Прокатка осуществлялась на специальном прокатном стане при постоянной скорости вращения валков. Относительная деформация лент составляла 8 %.

Для квазистатического и импульсного сжатия изготавливался специальный штамп, обеспечивающий малую (9 мм²) площадь контакта пуансона с поверхностью образцов с целью уменьшения нагрузки на пуансон и задания высокого давления в области деформирования лент. При этом область деформации была достаточной для проведения исследований.

Негетогенная пластичность исходных и обработанных аморфных лент исследовалась методом локального деформирования поверхности алмазным индентором Виккерса прибора ПМТ-3. Измерялись геометрические параметры полос сдвига (основного канала негетогенной пластичности аморфных сплавов), возникающих у отпечатка индентора, и фиксировалось их число.

Было установлено, что термическая обработка до 500 °C существенного влияния на негетогенную пластичность сложнотегированных аморфных сплавов не оказывает. При более высокой температуре число и длина полос сдвига уменьшаются, а при 700 °C полосы сдвига у индентора не проявляются. Это связано с переходом аморфных сплавов в кристаллическое состояние. Обработка давлением способствует понижению температуры начала кристаллизации аморфных материалов.

Работа поддержана Фондом фундаментальных исследований НАН РБ (грант Т03-144).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

В.А.Андреев*, М.А.Хусаинов, О.Ю.Волнянская, Н.В.Малых

Промышленный центр «МАТЭКС», Москва

**Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого*

Стабильность срабатывания проектируемых устройств с использованием сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) зависят от состава сплава и структурного состояния продуктов мартенситного превращения. Например, пластическая деформация мартенсита уменьшает размер ячеек. В результате возникает весьма развитая тонкая структура, повышающая обратимый эффект памяти формы. В тоже время активная деформация аустенита инициирует отрицательный эффект.

В данной работе изучалось влияние наиболее характерных видов ТМО на температуры мартенситных превращений (МП), величину обратимой памяти формы ($\epsilon_{\text{ЭПФ}}$), уровень генерируемых реактивных напряжений и стабильность структуры, определяемую по температуре срабатывания при термоциклировании в неполном интервале МП.

Исследования проводились на сплавах TiNi двух составов Ti – 50,2 ат. % Ni и Ti – 50 ат. % Ni. Первый сплав был поставлен в виде листа толщиной 1,1 мм, второй в виде прутка \varnothing 20. Образцы вырезались на электроискровом станке, шлифовались в целях удаления микротрещин и подвергались последующей обработке. Затем исследуемые образцы из сплава Ti – 50,2 ат. % Ni закаливались в воде с $T = 900^\circ \text{C}$, $\tau = 15$ мин. и отжигались при 500°C , 30 мин, а из сплава Ti – 50 ат. % Ni только отжигались при 500°C , 30 мин. Такие режимы принимались за исходное состояние. Температуры МП сплавов исходного состояния следующие: Ti – 50,2 ат. % Ni: $M_s = 14^\circ \text{C}$, $M_f = (-7)^\circ \text{C}$, $A_s = 32^\circ \text{C}$, $A_f = 40^\circ \text{C}$; Ti – 50 ат. % Ni: $M_s = 54^\circ \text{C}$, $M_f = 47^\circ \text{C}$, $A_s = 84^\circ \text{C}$, $A_f = 95^\circ \text{C}$. Термомеханическая обработка заключалась в деформировании сплавов на двухвалковом стане по режимам: а) прокатка в холодную при $T < M_s$ на $\epsilon = 10\%$; б) прокатка при $T < M_s$ с промежуточными отжигами на $\epsilon = 30\%$ и последующим обжатием ($\epsilon = 10\%$). После пластического деформирования (прокатки) все образцы подвергались отжигу (старению) при различных температурах в течение 1,5 ч. Показано, что старение в интервале температур $(300 \div 480)^\circ \text{C}$ вызывает закономерное изменение критических точек МП. Различие в поведении исследуемых сплавов связывается с их склонностью к старению. Обсуждаются также вопросы обратимого формоизменения при значительных деформациях $\epsilon \geq 6\%$.

Эффективность стабилизации структуры сплавов оценивалась на образцах испытывающих сотни, тысячи и миллионы термических циклов (нагрев \leftrightarrow охлаждение) в неполном интервале МП. Такие условия реализовывались на активных элементах из сплавов с ЭПФ, прошедших ТМО, которые устанавливались в действующие макеты, термореле и подвергались термоциклированию в интервале заданных температур. Из опытов следует, что наиболее эффективно стабилизирует структуру сплавов режим, в который входит прокатка «в холодную» с промежуточными отжигами. Результаты выполненной работы могут быть использованы в практических целях.