

На правах рукописи

ШАБУРОВ Дмитрий Валентинович

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИСТОВОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ
ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ

Специальность 05.16.01 -
"Металловедение и термическая обработка металлов"

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Челябинск

1997

Работа выполнена на кафедре "Металловедение и термическая обработка металлов" Челябинского государственного технического университета и на Челябинском металлургическом комбинате (АО "Мечел")

Научный руководитель – доктор физико-математических наук,
профессор МИРЗАЕВ Д.А.

Официальные оппоненты: член-корреспондент Российской академии наук,
доктор технических наук
СЧАСТЛИВЦЕВ В.М.,
кандидат технических наук
ПЫШМИНЦЕВ И.Ю.

Ведущее предприятие – металлургический завод "Серп и молот", г.Москва.

Защита состоится " _____ " _____ 1997 г., в 14⁰⁰, на заседании диссертационного совета Д - 053.13.04 по присуждению ученых степеней в Челябинском государственном техническом университете по адресу: 454080, г.Челябинск, пр им В.И. Ленина, 76

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке университета

Ваш отзыв в двух экземплярах заверенных печатью, просим выслать по адресу: 454080, г.Челябинск, пр им В.И. Ленина, 76. ЧГТУ ученый совет тел: 39 91-23

Автореферат разослан " _____ " МАЙ 1997 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета,
доктор физико-математических наук,
профессор



Мирзаев Д.А.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. В настоящее время, несмотря на спад в производстве черных металлов, наблюдается устойчивый рост производства нержавеющей сталей. По экспертным оценкам в ближайшие годы темпы роста мирового производства нержавеющей сталей будут составлять порядка шести процентов в год, причем семьдесят пять процентов всех сталей будет выпущено в виде листового и полосового проката. Наибольшая доля в производстве листа из нержавеющей сталей приходится на аустенитные стали, которые обладают высокой коррозионной стойкостью, хорошей свариваемостью и имеют высокий уровень прочности и пластичности. Однако в связи с высокой стоимостью никеля и экологической вредностью производства марганецсодержащих сталей, все большее распространение в качестве заменителей аустенитных сталей получают коррозионностойкие стали ферритного класса типа 08X18T1, 04X17, 15X25T и т.д., производство которых постоянно возрастает. К сожалению, такие особенности ферритных сталей, как склонность к интенсивному росту зерен уже при 950°C, а также склонность к 475-градусной хрупкости затрудняют передел сталей данного класса, особенно в агрегатах непрерывного действия. Необходимо отметить, что из-за отсутствия в классической ферритной стали фазовых превращений, управлять ее структурой с помощью структурной перекристаллизации нельзя, и брак по механическим свойствам, связанный с крупнозернистой структурой, является окончательным и может быть исправлен только деформацией с последующим отжигом, что не всегда возможно на практике. Поэтому исключительное значение приобретают факторы, определяющие зеренную структуру стали в процессе технологического передела. В случае тонколистовой ферритной стали к таким факторам в первую очередь относятся следующие: химический состав стали, температурно-временной режим горячей пластической деформации, степень обжата при холодной деформации, режимы термообработки горячекатаной и холоднокатаной стали. Исходя из вышесказанного, целью работы является изучение влияния режимов обработки и химического состава на структуру и свойства ферритных сталей.

Задачи исследования. В данной работе поставлены следующие задачи.

1. Исследовать влияние режима горячей прокатки на структуру и пластичность ферритных сталей.
2. Исследовать закономерности проявления 475-градусной хрупкости при длительностях выдержек, близких к реальным в процессе производства проката

ферритных сталей. Изучить возможность подавления 475-градусной хрупкости путем дополнительного легирования стали.

3. Исследовать влияние параметров термической обработки, холодной деформации и химического состава на структуру и механические свойства тонколистовой стали и усовершенствовать на основе результатов исследования режимы обработки в агрегатах непрерывного отжига.

Научная новизна

1. Выполнена теоретическая оценка влияния никеля и марганца на склонность стали типа X25T к 475-градусной хрупкости с позиций термодинамической и кинетической теории распада тройных расплаивающихся растворов. Полученные данные хорошо объясняют результаты практических экспериментальных исследований.

2. Изучено влияние температурно-временного режима горячей прокатки и химического состава на структуру и пластичность ферритных сталей. Установлена сложная взаимосвязь процессов динамической рекристаллизации и полигонизации при горячей прокатке в различных температурных интервалах. Показано, что на формирование механических свойств при горячей прокатке оказывает влияние образование γ -фазы.

3. В лабораторных условиях систематически изучено влияние структуры горячекатаного подката, химического состава, а также режимов холодной прокатки и термообработки на структуру и свойства стали. На основании анализа и обобщения экспериментальных данных даны рекомендации по оптимизации технологического процесса производства ферритных сталей в листопрокатном цехе №2 (ЛПЦ-2) АО "Мечел".

Практическая ценность

1. Разработан и промышленно опробован режим горячей прокатки слябов ферритной стали, позволяющий исключить последующую термическую обработку (А.С. №1537697 "Способ производства заготовок").

2. Разработана и внедрена (ТУ 14-1-4707) нержавеющая сталь ферритного класса 08X25H2T (ЧС-112), обладающая пониженной склонностью к 475-градусной хрупкости (А.С. №1573048 "Коррозионноустойчивая ферритная сталь").

3. Разработан и внедрен оптимальный температурно-временной режим термообработки в процессе передела горячекатаного подката на холоднокатаный лист в ЛПЦ-2 АО "Мечел" (технологические инструкции: 134-П-ХЛ-6-94, 134-П-ХЛ-15-94, 134-П-ХЛ-29-95).

4. Выданы рекомендации по применению горячекатаной стали в зависимости от режима горячей прокатки в листопрокатном цехе №1 (ЛПЦ-1), которые внедрены, в частности, в ЛПЦ-2 АО "Мечел".

Работа выполнена в ходе выполнения комплекса работ по разработке и совершенствованию технологии производства холоднокатаного нержавеющей листа из сталей ферритного и аустенито-ферритного классов, проводимых на основании Приказа МЧМ СССР № 130 от 01.04.85 г. и по программе МЧМ от 25.30.89 г. на основании Постановления коллегии МЧМ СССР от 29.12.88 г.

Фактический экономический эффект от внедрения результатов работы на АО "Мечел" составил 444,159 млн. рублей в ценах 1996 г.

Апробация работы. Результаты работы докладывались на конференциях молодых специалистов Челябинского металлургического комбината (ЧМК), 1986-1989 гг.; на третьей Всесоюзной конференции "Новые конструкционные стали и сплавы", Запорожье, 1986г.; на технических семинарах ЦЛК ЧМК, 1986-1997 гг.; на научно-технической конференции ЧГТУ, 1995г.; на 14-й международной конференции "Физика прочности и пластичности материалов" г. Самара, 1995г.; на 7-м международном семинаре "Физика прочности и пластичности материалов", г. Екатеринбург, 1996 г.; на научных семинарах в ЧГТУ.

Публикации. По результатам диссертации опубликовано 10 печатных работ и получено два авторских свидетельства на изобретения.

Объем работы. Диссертация состоит из введения, пяти глав, выводов, списка литературы и приложения. Работа изложена на 168 страницах, включая 140 страниц машинописного текста, 61 рисунок и 29 таблиц. Список литературы содержит 169 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

В первой главе приводится обзор существующих данных о ферритных нержавеющей сталях: принципы легирования, особенности горячей и холодной деформации, термической обработки, причины охрупчивания в различных температурных интервалах, основные прогрессивные схемы производства. Главе состоит из пяти разделов.

В первом разделе дана общая характеристика высокохромистых ферритных сталей, рассмотрено влияние химического состава, термической обработки и холодной пластической деформации на ее структуру, коррозионные и механические характеристики. Приведены данные по области применения сталей.

Во втором разделе изложены существующие представления о природе 475-градусной хрупкости. Отмечено, что по мнению ряда исследователей процесс охрупчивания при 475°C имеет двухстадийный характер, причем первая стадия связана в основном с перераспределением элементов внедрения, вторая же обусловлена расслоением α -твердого раствора по хрому. Приведены данные по влиянию легирования элементами внедрения и замещения на склонность сплавов железо-хром к 475-градусной хрупкости. Имеющиеся данные свидетельствуют о существенном влиянии примесей внедрения и замещения на склонность высокохромистых сталей к расслоению. Отмечено также, что данные по влиянию элементов замещения довольно скудны и не раскрывают физической сущности влияния этих элементов на процессы хрупкости-475. Таким образом, вопрос о влиянии элементов замещения на склонность стали к 475-градусной хрупкости в целом остается открытым.

В третьем разделе рассмотрены имеющиеся данные о влиянии таких факторов, как температура, скорость деформации, степень деформации, величина зерна, энергия дефектов упаковки, наличие в стали второй фазы на структурные изменения при горячей деформации. Отмечена противоречивость имеющихся данных об условиях, необходимых для протекания в сталях с высокой энергией дефектов упаковки процессов рекристаллизации. Также отмечается тот факт, что в ряде работ отрицается сама возможность протекания динамической рекристаллизации в сталях с высокой энергией дефектов упаковки. При рассмотрении условий протекания процессов динамической полигонизации и динамической рекристаллизации отмечается, что в зависимости от условий горячей деформации, вида материала и его структурного состояния протекание процессов динамической полигонизации может как облегчать, так и тормозить процессы динамической рекристаллизации. Таким образом, несмотря на большое количество работ, посвященных изучению закономерностей процессов горячей деформации, данные по структурообразованию в ходе горячей деформации ОЦК-металлов и сталей достаточно противоречивы. В связи с вышесказанным вопрос о изменении структуры, а следовательно и механических характеристик стали в зависимости от параметров горячей деформации и, в частности, горячей прокатки, нельзя считать полностью рассмотренным. Причем наиболее актуальным является вопрос о связи температурно-временных параметров горячей прокатки в промышленных условиях со структурой и механическими свойствами стали.

Четвертый раздел посвящен описанию основных технологических особенностей производства полосовой холоднокатаной нержавеющей ферритной стали в агрегатах различного типа. Также рассмотрена схема производства тонколистовой стали на Челябинском металлургическом комбинате (АО "Мечел").

Пятый раздел содержит формулировку основных задач диссертационного исследования, конкретизированных на основании проведенного анализа литературных данных. При этом отмечено, что общим недостатком рассмотренных в литературном обзоре исследований является то, что влияние химического состава, режима горячей деформации, последующей термической обработки, степени деформации при холодной прокатке и окончательной термообработки на структуру и механические свойства стали рассматриваются в отдельности. На практике же процессы, проходящие в ходе этих операций образуют цепь взаимосвязанных эффектов, которые необходимо рассматривать с учетом наследственности. Поэтому попытка учета влияния структуры, сформированной в ходе предшествующих операций на свойства и структуру стали в последующем переделе также является одной из целей работы.

Во второй главе приводится химический состав сталей, использованных в качестве материала для исследования, а также дается описание методики проведения работы.

Исследование проводилось на сталях типа (04...15)X18 и (04...15)X25 фракционных плавок НИИМ, а также на сталях 08X18T1 и 15X25T выплавки Челябинского металлургического комбината. С целью изучения влияния легирования на склонность хромистых сталей к 475-градусной хрупкости, сталь 08X25 легировали марганцем, кремнием, никелем, кобальтом, алюминием, ванадием в количестве 0,5.. 4%, то есть в количестве, не выводящем сталь за пределы ферритной области. Фракционные плавки выплавляли в открытой электропечи. Из каждой плавки отливали слитки, которые прокатыли на лист толщиной 4.. 20 мм при температуре начала прокатки 800 - 1200°C. С целью имитации охлаждения стали в рулоне часть образцов после горячей прокатки помещали в печь, нагретую до 700°C и охлаждали с печью до 300°C в течение 16 часов. Часть образцов после горячей прокатки охлаждали на воздухе. Для исследования влияния режима термообработки и степени деформации при холодной прокатке на структуру и свойства стали, горячекатаные образцы толщиной 4 мм последовательно подвергали: отжигу при температурах 800...1100°C с выдержкой 2 мин/мм, холодной прокатке с деформацией 25...75%, отжигу при температурах 800...1100°C с выдержкой 1,5 и 2 мин/мм. Влияние легирования

на склонность сталей к хрупкости-475 изучали на горячекатаных образцах толщиной 6 мм, прокатанных с температуры 1000°C и охлажденных на воздухе. Далее проводили отжиг при температурах 400...550°C в течение 1...1460 мин. Для изучения влияния предварительной термообработки, часть образцов подвергали стжигу при температурах 950, 750 и 630°C с последующим охлаждением на воздухе.

Изучение микроструктуры проводили на поперечно-торцевых шлифах с помощью микроскопов "NEOPHOT" и "EPIQVANT". Определение величины зерна производили методом секущей, а также с помощью анализатора "SIAMS". Изучение тонкой структуры сталей проводили на фольгах с помощью электронных микроскопов УЭМВ-100К и JEM-200СХ при увеличении 3000...100000. Фрактографические исследования проводили путем изучения реплик на электронном микроскопе УЭМВ-100К.

Дилатометрические исследования выполнены на дилатометре Шевенара при скорости нагрева 2,5°C в минуту. Скорость охлаждения варьировали от 10 до 150°C в минуту. Исследование сопротивления деформации сталей 08X18T1 и 15X25T проводили на пластометре НИИМ в температурном интервале 700...1100°C. Скорость деформации изменяли от 1с⁻¹ до 50с⁻¹.

Определение механических характеристик при испытаниях на статический разрыв осуществляли на испытательной машине ZD 10/90. Рабочая скорость растяжения составляла 5 мм/мин. Твердость образцов определяли с помощью твердомера Виккерса (HV) при нагрузке 98Н. На каждом образце делали не менее пяти замеров, данные которых усредняли. Испытания на ударный изгиб проводили согласно ГОСТ 9454-78 на образцах размером 5x10x55 мм с U-образным надрезом при 20°C

Все математические расчеты выполнены на персональной ЭВМ IBM AT-486DX4-100. Программы для расчета диаграмм написаны на языке GW-BASIC.

Третья глава посвящена исследованию влияния режима горячей прокатки и химического состава на структуру и пластичность ферритных сталей. Изучение влияния температуры прокатки и степени обжатия стали при скорости прокатки порядка 45с⁻¹, показало следующие результаты. В случае, если сталь прокатана с высокими степенями деформации в последних пропусках (не менее 35...40% за проход) исследуемый температурный диапазон прокатки в зависимости от наблюдаемых изменений структуры и пластичности может быть разделен на два участка. Прокатка с температур 900...1050°C (Т_{к.л.} = 770...900°C) обеспечивает высокие значения ударной вязкости (порядка 110...140 Дж/см²).

при этом сталь имеет практически полностью рекристаллизованную структуру. Прокатка с температур 1100...1200°C (Т_{к.п.} = 960...1040°C) приводит к резкому снижению величины ударной вязкости до 10...30 Дж/см². Структура стали является в целом полигонизованной. При изучении тонкой структуры сталей, прокатанных с высокими температурами начала и конца прокатки, отмечено высокое совершенство полигонизованной структуры. Также обращают на себя внимание многочисленные выделения частиц карбонитридной фазы по границам полигонизованных "старых" зерен, что и приводит к низкому уровню ударной вязкости сталей, прокатанных с высоких температур. Наблюдаемые изменения структуры объяснены тем, что при прокатке в исследуемом температурном интервале процессы полигонизации и рекристаллизации являются конкурирующими. Известно, что для начала динамической рекристаллизации требуется "критическая" деформация, зависящая от напряжения пластического течения. Также для начала рекристаллизации должна быть создана определенная дислокационная структура. С ростом температуры деформации в результате формирования субзеренной структуры, уровень запасенной энергии деформации становится недостаточным для прохождения процесса рекристаллизации. Высокое совершенство формирующейся структуры также препятствует прохождению рекристаллизации. Большое влияние на температуру перехода от полигонизованной структуры к рекристаллизованной оказывает содержание углерода. Повышение содержания углерода от 0,04 до 0,15% приводит к расширению температурного интервала рекристаллизации вплоть до 1100°C, что связано с более интенсивным упрочнением стали типа 15X18 по сравнению со сталью 04X18. В том случае, если деформация в последних пропусках составляла 20% и менее, структура стали во всем интервале температур прокатки оставалась полигонизованной. Необходимо отметить то обстоятельство, что температурным фактором, вносящим решающий вклад в формирование структуры стали, является температура конца прокатки.

Существенное влияние на формирование рекристаллизованной структуры оказывает суммарная степень деформации. Так, в том случае, если суммарная степень деформации не превышает 50%, в стали независимо от режима прокатки формируется в основном полигонизованная структура. Повышение суммарной степени деформации (более 75%) приводит к формированию при низких температурах конца прокатки рекристаллизованной структуры. Наблюдаемое обстоятельство связано с неполным разупрочнением стали во время междеформационных пауз, что приводит к возрастанию деформационного упрочне-

ния с увеличением суммарной степени деформации и, как следствие, к развитию процессов рекристаллизации.

Исследование влияния температурно-временных параметров горячей прокатки на структуру и свойства стали 08X18T1 в промышленных условиях проводили на блюминге и на стане горячей прокатки 1700 Челябинского металлургического комбината. Поскольку снижение температуры прокатки на 50...100°C приведет к существенному увеличению нагрузки на валки и может вызвать их разрушение, перед промышленной горячей прокаткой слябов были сделаны пластометрические испытания ферритных сталей 15X25T, 08X18T1 и 08X18МФТ, показавшие возможность снижения температуры конца прокатки всех исследованных сталей на 100°C, то есть до температур 750...800°C. При этом нагрузка на валки остается в допустимых пределах.

Осуществление в промышленных условиях снижения температуры конца прокатки слябов на 50...70°C привело к появлению слоя мелкозернистой полностью рекристаллизованной структуры толщиной порядка 20 мм. Ударная вязкость образцов, вырезанных из данных участков, составила порядка 40 Дж/см². На расстоянии 40 мм от края наряду с рекристаллизованными наблюдаются полигонизованные области. Ударная вязкость стали составляет порядка 25 Дж/см². Структура центральных слоев сляба (80 мм от края) полностью полигонизована. Ударная вязкость – порядка 10 Дж/см². Заметим, что слябы, обработанные по стандартной технологии, имели полностью полигонизованную структуру. Ударная вязкость независимо от места вырезки образцов находится на уровне 10 Дж/см². Увеличение ударной вязкости верхних слоев слябов позволило проводить зачистку слябов в холодном состоянии и исключить операцию предварительной термической обработки.

Изучение влияния параметров горячей прокатки на структуру и свойства тонколистовой горячекатаной ферритной стали проводили на стане 1700. В зависимости от температуры конца прокатки наблюдается широкий спектр структур – от рекристаллизованной при температуре конца прокатки 750°C до полностью полигонизованной при температурах конца прокатки более 820°C.

Таким образом, результаты экспериментов, проведенных в промышленных условиях в целом совпадают с результатами лабораторных экспериментов.

Четвертая глава посвящена изучению влияния легирования на склонность ферритных сталей к 475-градусной хрупкости. Эксперименты проведены на стали 08X25, причем влияние элементов (Ni, Mn, Al, Co, V, Si) на склон-

ность стали к 475-градусной хрупкости рассматривали при относительно небольших временах охрупчивающего отжига – до 24 часов. Последнее обстоятельство связано с тем, что если механизм охрупчивания стали при длительных (десятки и сотни часов) выдержках неоднократно рассмотрен в публикациях и не вызывает сомнений, то процессы, проходящие на начальных стадиях расслоения (до 10 часов) в настоящее время не могут считаться до конца изученными и являются предметом дискуссии. В качестве основного параметра при изучении влияния легирующих элементов на склонность стали к охрупчиванию использовалась величина ударной вязкости, поскольку изменения этой характеристики проявляются уже на ранних стадиях охрупчивания

Проведенные испытания на ударную вязкость образцов стали 08X25, легированной третьим элементом и охрупченной при 480°C, показали, что легирование стали марганцем и особенно никелем приводит к замедлению охрупчивания (рис. 1,2).

Совместное легирование данными элементами менее эффективно (рис.2). Легирование стали кобальтом, алюминием, кремнием и ванадием не оказывает существенного влияния на склонность стали к 475-градусной хрупкости.

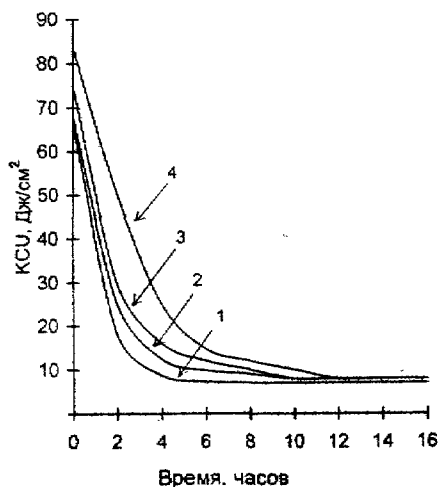


Рис. 1. Влияние легирования марганцем на ударную вязкость сталей:

1 - 08X25; 2 - 08X25Г; 3 - 08X25Г2; 4 - 08X25Г3

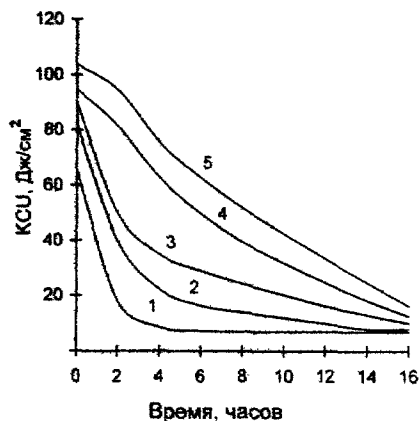


Рис. 2. Влияние легирования никелем, а также никелем и марганцем совместно на ударную вязкость сталей:

1 - 08X25; 2 - 08X25H; 3 - 08X25H2Г; 4 - 08X25H2; 5 - 08X25H3

Как видно из рис.1 и 2, падение ударной вязкости сталей практически до нулевых значений в основном происходит уже на ранней стадии охрупчивающего отжига. Для выяснения природы процессов хрупкости-475 при достаточно больших выдержках был изучен характер изменения твердости сталей (04...15)X25, а также сталей 08X25H2 и 08X25H2Г. Кривую изменения твердости стали 08X25 условно можно разделить на два этапа. На первом этапе, приблизительно до 145 мин, влияние температуры отжига проявляется слабо. На втором этапе тенденция к увеличению твердости при повышении температуры от 450 до 520°C проявляется более четко. Дальнейшее повышение температуры отжига приводит к снижению твердости стали. Характер изменения твердости при отжиге сталей, легированных никелем и марганцем, в принципе не отличается от нелегированных сталей. При этом отмечен несколько больший исходный уровень твердости дополнительно легированных сталей: порядка 175 HV. Данное обстоятельство связано по-видимому с добавками никеля, оказывающего затормаживающее действие на зарождение и инкубационный период образования карбонитридной фазы. Большое количество примесей внедрения в твердом растворе обуславливает более высокий уровень твердости.

В ходе проведения экспериментов для всех сталей было отмечено отсутствие различий по величине твердости в зависимости от содержания углерода в стали. Данное обстоятельство связано с интенсивным выделением карбидной

и нитридной фаз из твердого раствора в ходе охлаждения стали на воздухе в связи с незначительной растворимостью углерода и азота в хромистом феррите при комнатной температуре. В итоге независимо от исходного содержания углерода в α -твердом растворе сохраняется приблизительно одинаковое количество углерода и азота.

С целью определения механизма упрочнения сталей различного состава в ходе охрупчивающего отжига, был проведен анализ зависимости приращения твердости ΔH от длительности отжига. Подобные зависимости, представленные в двойном логарифмическом масштабе, оказываются или линейными (для сталей, дополнительно легированных никелем и марганцем), или имеют два линейных участка, разделенных интервалом более слабого изменения твердости (стали 04...15X25) (рис. 3). Существование линейности позволило записать

$$\lg \Delta H = \lg A + n \lg t, \quad (1)$$

где A и n - кинетические константы, которые были рассчитаны для всех сплавов.

ΔH

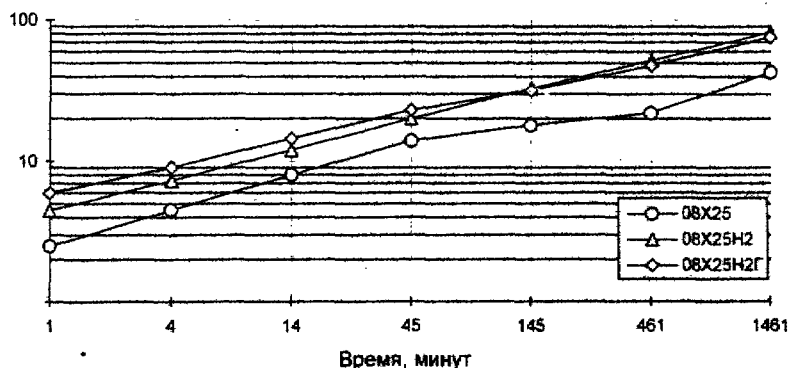


Рис. 3. Зависимость приращения твердости стали от времени отжига при 480°C

Как показали расчеты, для сталей (04...15)X25, величина "n" на первом этапе имеет значения в пределах 0,38...0,60, а затем уменьшаются до 0,15...0,30. Повышение твердости на втором этапе вновь характеризуется значениями "n" того же порядка, что и на первом этапе. Для сталей 08X25H2 и 08X25H2Г величина "n" во всем интервале времени отжига находилась на уровне 0,26...0,40. Теоретический анализ полученных результатов, основанный на приближенной пропорциональности между пределом текучести и пределом прочности и соответственно пределом текучести и твердостью: $\Delta H = k \sigma_t$,

позволил сделать следующие выводы. На первом этапе повышение твердости связано с образованием атмосфер Коттрелла на дислокациях, переходящих в выделения нитридов и карбидов. Дислокации взаимодействуют с карбонитридными частицами по механизму "огибания", причем увеличение твердости обусловлено уменьшением межчастичного расстояния в результате зарождения и диффузионного роста новых частиц. На стадии стационарного зарождения $n_{\text{теорет}} = 0,75$. Некоторое отклонение от экспериментальных значений $n \approx 0,38 \dots 0,6$ может быть объяснено тем, что самые мелкие, только что возникшие частицы разрушаются дислокациями по механизму Анселла-Ленела ($n = 0,275$), в результате чего "n" оказывается ниже 0,75. После исчерпания мест зарождения, межчастичное расстояние еще некоторое время уменьшается во времени по закону $t^{-1/4}$ за счет подрастания частиц. В этот период параметр "n" падает до 0,25. В дальнейшем (второй этап повышения твердости) развитие процесса расслоения твердого α -раствора приводит к зарождению и диффузионному росту частиц (для стали с 25% хрома этот процесс не является спинодальным), что приводит к новому увеличению значений "n". Неизменность значений "n" в сталях 08X25H2 и 08X25H2Г связана, очевидно, с тем обстоятельством, что никель препятствует образованию коттрелловских атмосфер, и, следовательно, тормозит процессы образования карбидов и нитридов у дислокаций. В результате данные процессы получают существенное развитие при более продолжительных выдержках, когда уже будут проходить процессы расслоения твердого раствора. Наложение двух вышеуказанных процессов и приводит к появлению практически прямолинейной зависимости приращения твердости от времени.

Изучение тонкой структуры стали в закаленном состоянии, а также стали подвергнутой отжигу при 480°C в течение 2, 6, 12 и 24 часов показало образование на дислокациях и последующий рост выделений дисперсной карбонитридной фазы, причем наблюдаются выделения как в виде "нитей", растущих в двух перпендикулярных направлениях, так и пластинчатые выделения. Выделений частиц α' -фазы, богатой хромом не обнаружено, что связано с их высокой степенью дисперсности при изучаемых временах выдержки.

Методом нейтронографии были определены размер частиц и плотность выделений высокохромистой фазы в сталях. Плотность выделений в стали 08X25 почти вдвое больше, чем в стали 08X25H2. Сталь 08X25H2Г занимает промежуточное положение. Размеры частиц для сталей 08X25, 08X25H2Г и 08X25H2 составили 4,4; 6,4; 8,4 нм соответственно. Наблюдаемый эффект али-

яния никеля и марганца объяснено действием как термодинамических, так и кинетических факторов.

Термодинамический анализ систем Fe-Cr-Ni и Fe-Cr-Mn проведен в рамках теории субрегулярного раствора. Показано, что легирование стали марганцем приводит к расширению области расслоения α -твердого раствора по хрому и увеличивает термодинамический стимул к расслоению. Анализ системы Fe-Cr-Ni, проведенный с учетом перераспределения никеля между фазами, показал практически полное отсутствие влияния никеля на склонность стали к расслоению. Однако следует учесть, что скорость диффузии никеля в сплаве Fe-Cr приблизительно на порядок меньше, чем хрома и железа; скорости диффузии последних приблизительно одинаковы. Таким образом на начальных стадиях расслоения перераспределение никеля между низко- и высокохромистыми зонами должно отсутствовать. Расчет системы Fe-Cr-Ni, проведенный с учетом парараановесия, показал, что легирование никелем сужает купол расслоения по концентрации и уменьшает степень переохлаждения, что приводит к уменьшению термодинамического стимула к расслоению. Поскольку скорость зарождения увеличивается с ростом термодинамического стимула превращения, плотность выделений частиц α -фазы в сплавах, легированных никелем окажется ниже, чем в нелегированных, что и наблюдается на практике. Добавки марганца должны приводить к повышению плотности выделений частиц, что также соответствует данным нейтронографии. Размер частиц был качественно оценен на основании расчета коэффициентов диффузии хрома при 480°C по уравнению Даркена. Расчеты показали, что легирование стали никелем должно приводить к увеличению размеров частиц высокохромистой фазы, действие же марганца противоположно. Полученные результаты также хорошо согласуются с данными нейтронографии.

Известно, что ударная вязкость зависит от величины межчастичного расстояния $\Lambda = (1/2RN)^{1/2}$, где R - радиус, а N - плотность выделений частиц второй фазы. Хотя данные параметры изменяются под действием добавок никеля противоположным образом, можно с уверенностью предполагать, что уменьшение скорости зарождения оказывает более сильное воздействие, чем увеличение размера частиц, то есть для сплавов, легированных никелем, следует ожидать более сильного роста межчастичного расстояния. Именно в этом и заключается основная причина благотворного влияния никеля на ударную вязкость при небольших временах старения.

Добавки марганца повышают термодинамический стимул расслоения, а следовательно должны усилить скорость зарождения частиц высокохромистой фазы. Однако, поскольку добавки марганца приближают фигуративную точку сплава к спинодали, диффузия хрома будет замедлена, что приведет к замедлению кинетики роста выделений. Данное обстоятельство может явиться причиной некоторого снижения степени охрупчивания стали при малых временах выдержки а процессе старения.

На основании проведенной работы была разработана и освоенна на Челябинском металлургическом комбинате сталь 08X25H2T, обладающая пониженной склонностью к 475-градусной хрупкости. Состав стали: углерод – не более 0,08%; марганец 0,2...1,0%, хром 24...27%, никель 1.0...3,0%, титан 0,1...0,7%. Данная сталь обладает более высоким (приблизительно на 20%) уровнем прочностных и пластических характеристик по сравнению со сталями типа 15X25T и 08X18T1, и может применяться в качестве заменителя сталей аустенитного класса. Пониженная склонность стали к хрупкости-475 обуславливает ее высокую технологичность, а также позволяет охлаждать крупногабаритные изделия из данной стали на воздухе без опасения ее охрупчивания при прохождении интервала 550...400°C.

Пятая глава посвящена вопросам совершенствования технологии термической обработки тонколистовой стали. Ранее было отмечено, что в зависимости от режима горячей прокатки и содержания углерода структура стали может изменяться от полностью полигонизованной до полностью рекристаллизованной. При последующей термообработке полигональная структура оказывается устойчивой к нагреву; области с полигонами полностью исчезают только после нагрева до 1100°C. Исследование тонкой структуры стали показало, что причиной высокой устойчивости структуры к нагреву является высокое совершенство субзеренной структуры, а также большое количество выделений на границах субзерен. Многочисленные выделения карбонитридной фазы наблюдается по границам "старых" зерен, которые присутствуют в стали, отожженной при температурах до 1100°C. Закрепление границ выделениями также способствует стабилизации структуры. Сталь с подобной структурой имеет низкий комплекс механических свойств, не удовлетворяющий требованиям ГОСТ 7350.

Повышение содержания углерода в стали от 0,04 до 0,15% приводит к уменьшению размера зерна и более слабому протеканию процессов рекристаллизации. Качественного изменения структуры не происходит. Процессы рекристаллизации в стали, прокатанной с низкой $T_{кл.}$, начинают проходить уже при

850°C. В результате формируется равноосная зеренная структура, обладающая достаточно высоким уровнем пластичности и прочности, удовлетворяющим требованиям ГОСТ 7350.

При изучении кинетики процессов рекристаллизации стали, подвергнутой после отжига в интервале температур 800...1100°C холодной деформации со степенями 25...75% и окончательному отжигу в интервале 800...1050°C, было отмечено следующее. Температура конца прокатки не оказывает заметного влияния на структуру и механические характеристики стали. В сталях, содержащих 0,04...0,07% углерода в интервале температур 850...1000°C наблюдается равномерный рост зерна. Резкое увеличение величины зерна при нагреве выше 1000°C связано с ускорением собирательной рекристаллизации вследствие растворения карбонитридной фазы. Температура предварительной термообработки оказывает существенное влияние на структуру стали, прокатанной со степенью деформации 25 и 50%. Для стали с 0,14% углерода во всем исследуемом интервале температур термообработки отмечен медленный рост зерна, что связано с торможением процессов рекристаллизации многочисленными частицами дисперсной фазы. Влияние предварительной термообработки практически отсутствует. Заметим, что полученные результаты относятся к времени рекристаллизационного отжига 1,5 мин/мм. Повышение времени отжига до 2,5 мин/мм приводит к снижению температуры резкого роста зерна в сталях, содержащих 0,04 и 0,07% углерода до 950°.

Согласно полученным результатам, оптимальный уровень прочности и пластичности ($\sigma_{ВР}$ не менее 470 Н/мм², δ_5 более 35%) может быть получен при проведении окончательной термообработки в интервале 950...1000°C с выдержкой из расчета 1,5 мин/мм. При увеличении времени выдержки до 2,5 мин/мм, термообработку необходимо проводить в интервале 900...950°C. Результаты механических испытаний холоднокатанной и отожженной стали (температура отжига 800...1050°C, время отжига – из расчета 0,5...20 мин/мм) могут быть нанесены на одну кривую, если в качестве параметра Ларсона-Миллера использовать переменную $T(6+\lg t)$. При этом разброс фактических данных относительно кривой не превышает 5 – 7%, что позволяет использовать полученные кривые для прогнозирования свойств стали.

На основании полученных результатов проведена корректировка режимов термообработки сталей ферритного класса в агрегатах непрерывного отжига на Челябинском металлургическом комбинате. Проведенная работа позволила

повысить температуру термической обработки горячекатаных и холоднокатаных полос стали в агрегатах до 920 - 950°C и существенно снизить время выдержки, что привело к повышению производительности агрегатов в среднем на 30% без ухудшения механических свойств стали.

ИТОГИ РАБОТЫ, ВЫВОДЫ

В диссертационном исследовании проведено изучение основных факторов, определяющих технологичность производства тонколистового проката ферритных сталей, а также факторов, обеспечивающих получение необходимого уровня механических свойств как горячекатаной, так и холоднокатаной стали. Исследованы процессы, происходящие в ходе горячей прокатки, последовательной выдержки, последующего передела горячекатаного подката на холоднокатаный лист. Подробно рассмотрено влияние температурно-временных параметров отжига в температурном интервале 400...600°C и химического состава на процессы, связанные с 475-градусной хрупкостью.

1. В зависимости от содержания углерода и условий горячей прокатки (степень обжатия за проход, суммарная степень деформации), в температурном интервале начала горячей прокатки 900...1200°C может быть реализован широкий спектр структур – от чисто полигонизованной до рекристаллизованной. Снижение температуры конца прокатки при прочих равных условиях подавляет процессы полигонизации и стимулирует развитие процессов рекристаллизации. Температура начала горячей прокатки не оказывает существенного влияния на структуру горячекатаной стали, если время выдержки при этой температуре не превышает 3...4 мин/мм. Для формирования в стали рекристаллизованной структуры необходимо одновременное выполнение следующих условий:

- степень обжатия в последнем проходе должна быть не менее 30...40%;
- величина суммарной деформации при прокатке – не менее 70%;
- температура конца прокатки – не более 800°C.

2. Наблюдается четкая корреляция между микроструктурой, формирующейся в горячекатаной стали и ее механическими свойствами. Переход от полигонизованной к рекристаллизованной структуре сопровождается резким (в 5 - 10 раз) увеличением ударной вязкости. Данное обстоятельство связано с исчезновением в ходе рекристаллизации "старых" границ зерен, обогащенных примесями, а также с равномерным выделением карбонитридных частиц по телу зерна и межзеренным границам, протяженность которых достаточно велика вследствие небольшой величины зерен.

3. При снижении температуры конца горячей прокатки в промышленных условиях наблюдается аналогичный переход от полигонизованной к рекристаллизованной структуре, сопровождающийся повышением величины ударной вязкости. Данное обстоятельство было использовано автором при совершенствовании технологии производства тонколистовой стали на Челябинском металлургическом комбинате.

4. Характер изменения твердости стали в процессе отжига в интервале 400...600°C свидетельствует о двустадийности процесса охрупчивания при 475°C, причем обе стадии обусловлены выделениями частиц дисперсных фаз. Появление первого участка повышения твердости связано с выделением карбонитридных частиц, в то время как второй подъем твердости обусловлен расслоением твердого α -раствора на две фазы, обогащенную и обедненную хромом. И процесс выделения фаз внедрения, и процесс расслоения приводят к снижению величины ударной вязкости.

5. Легирование стали 08X25 марганцем и особенно никелем приводит к ослаблению охрупчивания при отжиге в отмеченном интервале температур в течение первых четырех часов для марганца и 12...15 часов для никеля. С термодинамических позиций влияние легирующих элементов на расслоение α -фазы сводится к

- а) смещению купола расслоения,
- б) изменению термодинамического стимула расслоения,
- в) изменению термодинамического коэффициента диффузии хрома.

Добавки никеля увеличивают скорость диффузии хрома, но одновременно уменьшают стимул расслоения, вследствие чего плотность выделения частиц α -фазы оказывается низкой, что обуславливает медленное снижение ударной вязкости (КСУ) со временем старения. Кроме того, легирование стали никелем приводит к уменьшению энергии связи атомов внедрения с дислокациями, в результате чего уменьшается скорость выделения карбидных и нитридных частиц, что приводит к снижению скорости охрупчивания. Добавки марганца резко уменьшают скорость диффузии хрома, что и обуславливает сохранение высокой ударной вязкости (КСУ) стали в первые часы охрупчивающего отжига.

6. В процессе термической обработки стали, прокатанной с температурой конца прокатки менее 800°C, в температурном интервале 850...1100°C наблюдается зеренный рост, связанный с прохождением процессов первичной и собирательной рекристаллизации. В отличие от структур рекристаллизации полиго-

низованные структуры, полученные при высокотемпературной горячей прокатке, обладают значительной термической устойчивостью. Такие структуры сохраняются до температур 1000°C и выше, что не позволяет получить необходимый уровень механических свойств в горячекатаном и отожженном состоянии. Данное обстоятельство необходимо учитывать при назначении стали на поставку в горячекатаном и термообработанном состоянии. В частности, для получения уровня механических свойств, удовлетворяющих требованиям ГОСТ 5582 и ГОСТ 7350, сталь, прокатанную с температурой конца прокатки более 800°C, в ЛПЦ-2 необходимо назначать на холодный передел.

7. Предварительная термообработка (отжиг) может оказать существенное влияние на структуру и свойства стали, прокатанной со степенью деформации 25 и 50%. Влияние предварительного отжига на структуру и свойства стали, прокатанной со степенью деформации 75%, незначительно. С ростом содержания углерода в стали степень влияния предварительного отжига снижается.

8. Для получения мелкозернистой структуры, а следовательно механических свойств, удовлетворяющих требованиям ГОСТ 5582 и ТУ 14-1-4035-85, температура рекристаллизационного отжига в агрегатах ЛПЦ-2, при времени выдержки не более 1,5 мин/мм, не должна превышать 950...960°C. При этом остановки полосы в печи не допускаются. Увеличение времени выдержки резко сдвигает максимально допустимую температуру отжига в сторону более низких температур.

9. На основании проведенного исследования разработаны новые технологические режимы обработки стали в агрегатах НЗТА-1, НЗТА-2 и АСО, что позволило повысить их производительность на 45%, 35% и 20% соответственно без ухудшения механических свойств стали.

10. Технологические разработки по пунктам 3, 6 – 9 выводов обеспечили годовой экономический эффект для ЧМК:

- подтвержденный – 444,159 млн. руб. (в ценах 1996г.)
- ожидаемый – 15 тыс. руб. на одну тонну проката.

Основное содержание диссертации опубликовано в работах:

1. Никитин В.П., Шабуров Д.В., Трусов Г.Е. Влияние холодной деформации и температуры термообработки на величину зерна ферритной нержавеющей стали / Новые конструкционные стали и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий: Тезисы докладов. – Запорожье, ЗПИ, 1986., С. 45.

2. Никитин В.П., Шабуров Д.В., Шматко М.Н. Влияние углерода на начало вторичной рекристаллизации ферритных нержавеющей сталей // Там же.
3. Шлямнев А.П., Никитин В.П., Шабуров Д.В. и др. Влияние технологических факторов на структуру и свойства хромистых нержавеющей сталей / Повышение свойств качественных сталей и сплавов за счет современных способов термической обработки и легирования: Сборник трудов. – М.: ЦНИИЧМ, 1989.
4. Никитин В.П., Шабуров Д.В., Шлямнев А.П. и др. Особенности формирования структуры и свойств листового проката коррозионно-стойких сталей ферритного класса // Металлургия. – 1991. – №5. – С.41...43.
5. А.С. 1537697 СССР. Способ производства заготовок / В.П. Никитин, Д.В. Шабуров, Г.Е. Трусов и др. // Открытия. Изобретения. – 1990. – №3 – С.120.
6. А.С. 1573048 СССР. Коррозионноустойчивая ферритная сталь / В.П. Никитин, Е.В. Мокров, Д.В. Шабуров и др. // Открытия. Изобретения. – 1990. – №23. – С.128.
7. Шабуров Д.В., Мирзаев Д.А., Никитин В.П. Влияние температурного режима горячей прокатки и химического состава на структуру и пластичность сталей типа Х18Т и Х25Т / Вопросы металловедения и термической обработки металлов и сплавов: Сборник трудов. – Челябинск: ЧГТУ, 1994. – С.31...40.
8. Шабуров Д.В., Мирзаев Д.А., Никитин В.П. Влияние режима горячей прокатки и химического состава на структуру и механические свойства ферритных сталей / Материалы 47-й научно-технической конференции ЧГТУ. – Челябинск, 1995.
9. Шабуров Д.В., Мирзаев Д.А., Никитин В.П. Влияние никеля и марганца на склонность стали типа Х25 к 475-градусной хрупкости // ФММ. – 1995. – 79. – вып. 2. – С. 165.. 173
10. Шабуров Д.В., Никитин В.П., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А. Структура и пластичность ферритных сталей типа Х18Т и Х25Т после горячей прокатки / Физикв прочности и пластичности материалов: Тезисы докладов. – Самара, 1995. – С.35
11. Шабуров Д.В., Никитин В.П., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Формирование мелкокристаллической структуры при горячей прокатке хромистых сталей / Структура дислокаций и механические свойства металлов и сплавов: Тезисы докладов. – Екатеринбург, 1996 – С.19
12. Шабуров Д.В., Никитин В.П., Мирзаев Д.А. и др. Структура и свойства высокохромистых ферритных сталей, легированных азотом // ФММ. – 1997. – 84, вып.1. – С.73...80.

Издательство Челябинского
государственного технического университета

ДР № 020364 от 10.04.97. Подписано в печать 10.10.97. формат
60x84 1/16. Печать офсетная. Усл.печ.л. 1,16. Уч.-изд.л.1.
Тираж 100 экз. Заказ 284/465.

УОП издательства. 454080, г.Челябинск, пр. им.В.И.Ленина, 76.