

На правах рукописи

МАРМУЛЕВ АРТЕМ ВАСИЛЬЕВИЧ

**СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА ДВУХ- И МНОГОФАЗНЫХ
АВТОЛИСТОВЫХ СТАЛЕЙ ПРИ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКЕ В
ЛИНИИ НШПС И ПОСЛЕДУЮЩИХ ПЕРЕДЕЛАХ**

Специальность 05.16.01

Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва 2013

Работа выполнена в Научно-исследовательском Центре предприятия АрселорМиттал и на кафедре Пластической Деформации Специальных Сплавов Федерального государственного учреждения высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Научный руководитель: доктор физико-математических наук, профессор (НИТУ «МИСИС»)
Людмила Михайловна Капуткина

Официальные оппоненты: доктор физико-математических наук, профессор (МГТУ им. Н.Э. Баумана)
Валентин Сидорович Крапошин
доктор технических наук, профессор (НИТУ «МИСИС»)
Александр Викторович Кудря

Ведущая организация: ЗАО "ЦНИИПСК им. Мельникова"

Защита состоится 7 ноября 2013 года в 15:30 на заседании диссертационного совета Д 212.132.08 при "Национальном исследовательском технологическом университете "МИСиС" по адресу: 119049, Москва, Ленинский проспект, д. 4, ауд. Б-607.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке "Национального исследовательского технологического университета "МИСиС".

Автореферат разослан « » _____ 2013 г.

Ученый секретарь
Диссертационного
совета, доктор физико-математических наук,
профессор.

Мухин С. И.

Общая характеристика работы

Актуальность исследования

Интенсивное развитие автомобильной промышленности во всем мире сопровождается усилением внимания к проблемам безопасности, энергетического потребления и загрязнения окружающей среды. Ужесточение требований и норм к характеристикам производимых автомобилей, в свою очередь, ведет к ужесточению требований к исходным компонентам и материалам автомобиля. В частности, к качеству и однородности свойств автолистовых сталей. Со своей стороны, сталепроизводители также заинтересованы в оптимизации и снижении стоимости обработки своей продукции. В связи с этим возникает необходимость все более полного и тщательного контроля производства автолистовых сталей, начиная с самых ранних стадий передела металла.

Изменения процесса производства или неравномерность термомеханических условий при контролируемой прокатке в линии непрерывного широкополосного стана горячей прокатки (НШПС ГП) двух - и/или многофазных автолистовых сталей, в конечном итоге, проявляются в неравномерности микроструктуры, а значит, и в механических свойствах (МС) готовой продукции. В связи с этим возникает потребность более тщательного изучения и понимания влияния изменений технологии и параметров процесса горячей прокатки, и последующих переделов для повышения однородности свойств готовой продукции.

Эти изменения в структурообразовании и в МС могут быть непосредственно, но частично (чаще всего, на концах полосы) измерены традиционными методами. Подобные измерения дорогостоящи, довольно трудоемки, низкокэффективны, требуют сложного отбора и подготовки образцов.

Методы компьютерного моделирования также могут быть использованы для прогнозирования микроструктуры и, таким образом, механических свойств. Однако и тут имеются критические моменты, вызванные нехваткой информации о состоянии аустенита при высоких температурах и его влиянии на фазовые превращения, что особенно касается сверхпрочных двух- и многофазных автолистовых сталей.

Другой альтернативой для выявления изменений микроструктуры и МС являются неразрушающие методы контроля. Они позволяют получать данные по всей длине продукта непосредственно в режиме хорошо налаженного производства. Более того, большая скорость получения информации о структурном состоянии продукции может позволить проводить контроль и управление производством в режиме реального времени. Однако, на сегодняшний день, существует не так уж и много методов неразрушающего контроля, которые могут быть использованы в условиях горячей прокатки в линии НШПС.

Поэтому актуальным является разработка нового или усовершенствование существующего метода неразрушающего контроля, который мог быть использован в затруднительных для измерений условиях работы линии НШПС ГП.

Цель работы:

В данной работе выделены две первостепенные цели:

1. Разработать и усовершенствовать систему неразрушающего контроля для полноценного мониторинга микроструктурных изменений при высоких температурах,
2. Изучить эффективность изменения технологии/параметров процесса производства для повышения однородности готовой продукции двух- и многофазных автолистовых сталей.

Научная новизна:

1. Установлены закономерности и разработана модель изменения магнитных характеристик стали в результате фазовых и структурных превращений переохлажденного аустенита. Выделены области применения метода измерения магнитной проницаемости в режиме реального времени для сталей различных структурных классов.
2. Рассчитаны и получены экспериментальные данные о кинетике изменения температурного поля и фазовых превращений охлаждающихся горячекатаной стальной полосы и рулона.
3. Экспериментально подтверждено влияние структурной наследственности и сохранение неоднородности механических свойств в цикле производства холоднокатаной стали с феррито-перлитной и феррито-бейнитной структурой.

Научная и практическая новизна :

1. Разработана система магнитометрического мониторинга фазовых превращений при охлаждении образцов с высокой температурой.
2. Проведен анализ чувствительности измерений и границ применимости разработанной системы контроля фазовых превращений аустенита в лабораторных условиях.
3. Осуществлены внедрение и анализ функционирования системы неразрушающего магнитометрического контроля фазовых превращений в условиях хорошо отлаженной работы линии НШПС ГП.
4. Показана возможность мониторинга процессов структурообразования в горячекатаных полосах автолистовых сталей с помощью магнитометрической системы в режиме реального времени в промышленных условиях.
5. Проанализировано влияние различных факторов работы линии НШПС ГП на структурообразование и однородность свойств горячекатаных полос автолистовых сталей.
6. Показано наследование структурной неоднородности горячекатаных полос из низкоуглеродистых высокопрочных сталей при последующих переделах.

Положения, выносимые на защиту:

1. Закономерности изменения магнитной проницаемости стали. Разработанная малоинерционная система неразрушающего магнитометрического мониторинга фазовых превращений, позволяющая:
 - Исследовать фазовые превращения при охлаждении аустенита в широкой области температур;
 - Контролировать в режиме реального времени реализацию фазовых превращений в аустените при охлаждении горячекатаных стальных полос на отводящем рольганге НШПС ГП;
 - Быстро изменять параметры настройки линии НШПС ГП с целью улучшения качества металлопродукции.
2. Экспериментальные данные об эволюции температурных полей охлаждающихся горячекатаной стальной полосы и рулона, кинетики фазовых превращений, доказывающие, что:
 - Формирование структурной неоднородности и неравномерности прочностных свойств происходит на каждой стадии охлаждения полосы: на отводящем рольганге, при смотке в рулон, а также при охлаждении рулона.
 - Наиболее важным в формировании структур является регулирование фазовых превращений аустенита на первой стадии охлаждения - на отводящем рольганге, которое может быть осуществлено с помощью изменения настроек работы линии НШПС ГП;

- Дефект разнотолщинности при холодной прокатке высокопрочных низкоуглеродистых сталей является результатом наследования структурной и прочностной неоднородностей, сформировавшихся в горячекатаной полосе.

3. Рекомендации по уменьшению и устранению дефекта разнотолщинности при холодной прокатке низкоуглеродистой рулонной стали типа 22MnB5 путем регулирования скорости горячей прокатки и охлаждения в линии НШПС.

Апробация работы.

Основные результаты данной диссертационной работы были представлены и обсуждены на:

- Международной конференции Materials Science and Technology (MS&T) (Колумбус, США, 2011 г.);
- Научно-техническом семинаре «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов» (Москва, 2011 г.);
- Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур – ПРОСТ» (Москва, 2012 г.);
- Международном конгрессе «Machines, Technologies, Materials 2013», (Варна, Болгария, 2013 г.).

По теме диссертационной работы опубликованы 9 печатных работ, в том числе 3 работы в изданиях, рекомендованных ВАК.

Практическая ценность.

Практическая ценность работы подтверждена Актом об использовании результатов диссертационной работы предприятием АрселорМиттал. Получены дипломы за лучший устный доклад среди молодых ученых на научно-технической конференции ПРОСТ-2012; диплом за лучший стендовый доклад на научно-техническом семинаре «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов 2012».

Структура и объем диссертации.

Диссертация состоит из введения, 3-х глав со своими заключениями, и общих выводов. Диссертация изложена на 146 страницах, содержит список литературы из 98 наименований, 81 рисунок и 8 таблиц.

Основное содержание диссертационной работы

Во **введении** обоснована актуальность темы диссертации, сформулированы цель и задачи работы.

Глава 1 содержит классификацию автолистовых сталей; приведена технология их производства; рассмотрены структурные превращения, протекающие в сталях в цикле горячей прокатки в линии НШПС.

На основе данных открытой печати показано влияние структурных неоднородностей, формирующихся после горячей прокатки, на свойства готовой продукции, и, в частности, на равномерность механических свойств и геометрии горячекатаного металлопроката в последующих переделах. В связи с этим сделаны заключения о необходимости исследования формирования структурной неоднородности горячекатаной полосы автолистовых сталей, а также необходимости разработки малоинерционного метода неразрушающего контроля структурных превращений после горячей прокатки для своевременного обнаружения структурной неоднородности.

Кроме того, в **главе 1** приведен обзор данных открытой печати и патентов различных магнитометрических методов, применимых для неразрушающего контроля фазовых превращений при высоких температурах. Как видно из этого анализа, несмотря на множества опубликованных результатов лабораторных исследований и компьютерного моделирования, а также запатентованных устройств, на момент проведения данной работы в мире не имеется коммерчески доступной или уже внедренной в производственный цикл системы неразрушающего контроля фазовых превращений аустенита в линии НШПС ГП. Поэтому, учитывая уже существующие разработки и опыт научно-исследовательского центра предприятия АрселорМиттал по созданию систем неразрушающего контроля для металлургического производства и прогнозирования свойств металлопродукции в разных переделах, было принято заключение об актуальности и перспективности дальнейшего развития магнитометрической системы мониторинга фазовых превращений на отводящем рольганге линии НШПС ГП методом измерения магнитной проницаемости стальной полосы.

Глава 2 содержит описание материалов и методик исследований, используемых в данной работе. Наличие двух основных направлений работы (первого - изучение структурных неоднородностей автолистовых сталей; второго – разработка магнитометрической системы исследования структурообразования при высоких температурах) отразилось на выборе конкретных составов сталей, режимов обработки, особенностях отбора и подготовки образцов.

Так, в качестве материала исследования для изучения структурных неоднородностей автолистовых сталей в горячекатаном состоянии были выбраны высокопрочные многофазные автолистовые стали, произведенные на заводах АрселорМиттал во Франции. Химический состав исследуемых сталей приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав сталей (% , масс.)

Сталь	C	Mn	N (ppm)	Al	S	P	Si	Cr	Ti	Mo	Nb	B(ppm)
Двух- и многофазные высокопрочные стали типа DP												
A	0.1-0.13	1.325-1.475	<7	<0.02	<0.002	<0.02	0.3-0.4	0.15-0.25	0.005-0.015	0.04-0.08		
Микролегированные ниобием стали (HSLA)												
Б	0.04-0.06	0.3-0.4	<7	0.02-0.04	<0.007	<0.025	<0.03		0.005-0.02		0.025-0.067	
Низкоуглеродистая сталь для горячей штамповки типа 22MnB4 (22ГР)												
В	0.2-0.3	1.1-1.7	<7	0.03-0.06	<0.008	<0.02	0.2-0.3	0.15-0.25	<0.04			2-5

Общая технология производства этих сталей на этапе горячей прокатки на широкополосном стане горячей прокатки в АрселорМиттал во Франции приведена в таблице 2.

Таблица 2 – Технологические параметры прокатки полос из сталей химического состава, приведенного в таблице 1

Этапы прокатки		Параметры переделов	Сталь		
			А	Б	В
Горячая прокатка на НШПС	Черновая группа	Температура, °С	>1200	>1200	>1200
		Толщина слябов и подката, мм	220 → 40	220 → 40	220 → 40
	Чистовая группа	Температура прокатки, °С	950 → 870-900	900 → 850-880	900 → 850-880
		Толщина проката, мм	40 → 2.0-4.0	40 → 2.0-4.0	40 → 2.0-4.0
		Температура смотки, °С	620-650	580-620	570-590
Холодная прокатка		Обжатие, %	50-57	50-70	<50

Образцы отбирались от остывших рулонов горячекатаных полос, полученных в условиях хорошо налаженного производства. Для этого от внешних витков горячекатаного рулона на заданных расстояниях отрезали листы полной ширины проката. Из полученных листов посередине и по краям полосы вырезались образцы для дальнейших исследований.

Для изучения структурной неоднородности применялись такие методы исследования и испытаний, как световая микроскопия и рентгеноструктурный анализ для определения фазового состава и текстуры, измерение твердости HV, механические испытания на растяжение.

Для изучения формирования структурной неоднородности, проявляющейся в виде дефекта разнотолщинности холоднокатаной полосы, были проведены промышленные эксперименты. Был задействован тепловизионный метод для оценки изменения тепловых полей охлаждающегося рулона горячекатаной полосы низкоуглеродистой стали. Ввиду того, что этот метод позволяет получить данные только с боковой поверхности рулона, то есть кромки полосы, была задействована разработанная в научно-исследовательском центре предприятия АрселорМиттал компьютерная модель конечных элементов для оценки температурных полей по всему объему рулона.

На этапе промышленного эксперимента были собраны данные о горячей прокатке и величине дефекта разнотолщинности холоднокатаной полосы (ДРХП) более чем 1900 рулонов низкоуглеродистой стали типа 22MnB4. Величина дефекта ДРХП определялась с помощью специально разработанной программы, которая позволяет идентифицировать наличие дефекта по характерному периодическому поведению отклонений толщины по центру полосы, измеренной на выходе из стана холодной прокатки. Эти данные были проанализированы статистическими методами для выявления корреляций между контролируемыми параметрами горячей прокатки и длиной ДРХП, а значит, и наличием структурной неоднородности стали. На основе выявленных связей были предложены рекомендации по снижению структурной неоднородности горячекатаных полос, и, как следствие, уменьшения величины дефекта разнотолщинности холоднокатаной полосы проанализированной стали. Кроме этого, с помощью разработанного магнитометрического датчика была выявлена степень реализации фазовых превращений в стальной полосе этой марки стали после охлаждения на отводящем рольганге непосредственно перед смоткой полосы в рулон. Внедренная в линию НШПС ГП магнитометрическая система мониторинга фазовых превращений на отводящем рольганге была также использована при промышленной апробации рекомендаций, сделанных по итогам данной работы.

Для второго направления работы - магнитометрических испытаний с целью тестирования датчика - были использованы промышленные горячекатаные стали различного химического состава (таблица 3). Образцы имели различную толщину. Ширина и длина были не менее 300 мм x 400- 500 мм. Такой размер образцов по ширине и длине обусловлен размерами датчика и необходим, чтобы ограничить выход магнитного поля за края образца и, таким образом, уменьшить влияние краевых эффектов на измерение магнитной проницаемости.

Таблица 3 – Химический состав сталей для магнитометрических исследований(% . масс.)

Марка стали АМ	Аналог РФ	Толщина, мм	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	Al	B	N	Nb
1050	50	2.4	0.52	0.767	0.011	0.002	0.207	0.047	0.005	0.046	-	0.003	0.001
		3.6											
		6.7											
1474	У7	2.5	0.715	0.640	0.010	0.002	0.195	0.160	0.006	0.029	0.000	0.004	0.001
		3.9											
22MnB4	22ГР	3.3	0.22	1.145	0.005	0.001	0.25	0.18	0.002	0.04	0.005	0.004	0.001
		2.8											
S1200MC	17Г1ХСМ	3.0	0.17	1.585	0.016	0.002	0.387	0.76	0.262	0.031	-	-	0.002
HB400	12Г1	5.0	0.12	1.700	-	-	0.15	0.25	0.002	-	0.004	0.004	-
DC03	08Ю	3.8	0.031	0.241	0.010	0.011	0.009	0.042	0.001	0.068	-	0.005	-

Датчики испытывались в два этапа. Первый этап заключался в определении чувствительности датчика, а также в предварительной апробации возможности обнаружения и мониторинга фазового превращения в образцах, охлаждающихся от высокой температуры. Измерялось изменение магнитной проницаемости образцов в результате превращения парамагнитного аустенита в ферромагнитные структурные составляющие - фазы (феррит, перлит, бейнит, мартенсит) в зависимости от химического состава стали и применяемой скорости охлаждения образцов.

Второй этап был посвящен более детальному тестированию датчика и выявления границ применимости на экспериментальном рольганге научно-исследовательского центра АрселорМиттал. Для этого экспериментальный рольганг был специально оборудован датчиком. Образцы, предварительно нагретые до полной аустенитизации, размещались над датчиком и охлаждались либо на воздухе, либо водой. Как и на предыдущем этапе, регистрировалась температура обеих поверхностей образца и изменение магнитной проницаемости. Также на этом этапе были проведены испытания, в которых непрерывное охлаждение образцов прерывалось закалкой в воде с тем, чтобы зафиксировать фазовое состояние образцов при выбранных температурах. Также применялась разная скорость охлаждения образцов, чтобы выявить чувствительность магнитометрического метода к фазовым превращениям разного типа.

В обоих случаях адекватность информации, получаемой с помощью неразрушающих магнитометрических измерений о состоянии аустенита, проверялась результатами таких традиционно лабораторных методов исследования, как световая микроскопия для изучения конечного фазового структурного состояния и дилатометрический анализ, в частности, для сравнения оценок кинетики превращения аустенита.

По итогам успешных лабораторных испытаний было принято решение о дальнейшем тестировании датчиков в промышленных условиях. Для этого они были установлены на отводящем рольганге линии НШПС ГП предприятия АрселорМиттал во Франции. После про-

верки правильности функционирования системы датчиков в тяжелых для измерений условиях, она была использована для промышленных испытаний по снижению и устранению структурной неоднородности низкоуглеродистой стали.

Глава 3. Результаты и обсуждение.

Разработка малоинерционной системы контроля фазовых превращений переохлажденного аустенита методом измерения магнитной проницаемости стали

Первый этап испытаний при комнатной температуре заключался в проверке общей чувствительности метода и выявлении факторов, влияющих на точность измерений или ограничивающих применение метода.

Были получены оценки чувствительности магнитометрического датчика к стабильности подаваемого электрического питания на возбуждающую катушку, к изменению электрического сопротивления катушки из-за ее разогрева при продолжительной работе датчика, к внешним электромагнитным воздействиям и полям, а также к изменению расстояния между датчиком и исследуемым ферромагнитным объектом.

Выбор источников электрического питания для катушки и датчиков Холла, обеспечивающих необходимую стабильность напряжения и токов (± 10 мВ, ± 0.01 мА), позволяет избавиться от флуктуаций измерений из-за нестабильности питания. Применение дополнительного охлаждения сжатым воздухом (до 2 атмосфер), особенно когда датчик помещен в защитный кожух, позволяет удерживать температуру катушки на одном уровне, а значит, позволяет избежать изменений электрического сопротивления генерирующей магнитное поле катушки.

Для снижения чувствительности датчика к изменению расстояния между объектом и датчиком, последний имеет Е-образный сердечник, полюса которого оснащены мини-датчиками эффекта Холла. Это позволяет магнитному полю замкнуться по нескольким контурам. Зная величины магнитных потоков каждого контура, теоретически возможно вычленивать вклад изменения расстояния из общего измерения магнитных потоков. На основе этого создателями датчика были предложены: аналитическая модель и соответствующая ей формула расчета магнитной проницаемости исследуемого объекта на основе измеряемых магнитных потоков, регистрируемых на разных полюсах датчика. Экспериментальная проверка адекватности этой аналитической формулы преобразования выявила неполный учет изменения расстояния между датчиком и объектом. Было получено, что изменение расстояния в интервале $[-10; 60]$ мм относительно изначального расстояния в 30 мм между датчиком и образцом приводит к изменению магнитной проницаемости в интервале $[-10; 10]$ % ферромагнитного феррита. Измерения электромагнитных шумов в районе планируемых позиций внедрения датчиков в линию НШПС ГП показали, что локальный уровень шумов не превышает 20 мВ, что соответствует 10% ферромагнитного феррита. Это означает, что чувствительность датчика, ограниченная уровнем внешних электромагнитных наводок, не может быть лучше, чем 10% ферромагнитного феррита для исследуемых промышленных условий. Кроме этого, имеющаяся аналитическая формула может быть ограниченно применима для расчета магнитной проницаемости средней части натянутой из-за смотки в рулон полосы, так как увеличение расстояния между движущейся полосой и датчиком, установленным на расстоянии в 30 мм от линии прохода полосы, в большинстве случаев не превышает 50 мм. Только свободные от натяжения головная и хвостовая части полосы могут отклоняться по вертикали более чем на 30 мм из-за плохой планшетности или вибраций по ходу движения.

Также на этом этапе проводилась проверка функционирования датчика и его способности к обнаружению и мониторингу фазовых превращений аустенита при высоких температурах. Полученные кривые изменения магнитной проницаемости охлаждаемого на воздухе образца (после его нагрева в печи до 950°C) были сопоставлены с дилатометрическими кри-

выми и изменениями фазового состава при соответствующем цикле охлаждения. При охлаждении парамагнитный аустенит превращается в ферромагнитные фазы, что ведет к увеличению общей магнитной проницаемости металла. Поэтому удобно сравнивать не количество образовавшегося феррита или перлита, а объемную долю превращенного аустенита и соответствующее этому изменение магнитных свойств. Пример сопоставления зарегистрированного изменения температуры, количества превращенного аустенита и изменения магнитной проницаемости среднеуглеродистой стали типа 1050 (аналог стали 50) в зависимости от времени показан на рисунке 1 (а). На рисунке 1 (б) показан пример сравнения изменения магнитной проницаемости стали и кривых фазовых превращений, протекающих в той же стали, но уже в зависимости от зарегистрированной температуры образца.

Оба рисунка показывают, что кривые изменения доли превращенного аустенита и изменения магнитной проницаемости практически совпадают как во временных координатах, так и в зависимости от температуры. Это говорит о том, что измерение магнитной проницаемости для данной марки стали позволяет не только правильно обнаружить начало и конец фазового превращения, но и отслеживать кинетику самого превращения. Дополнительным свидетельством происходящего фазового превращения служит зарегистрированное повышение температуры образца при его охлаждении на воздухе. На рисунке 1 (а) это видно по появлению «излома» на температурной кривой, а на рисунке 1 (б) – по искривлению кривых превращения в сторону увеличения температуры. Указанное повышение температуры происходит в связи с выделением тепла при распаде аустенита.

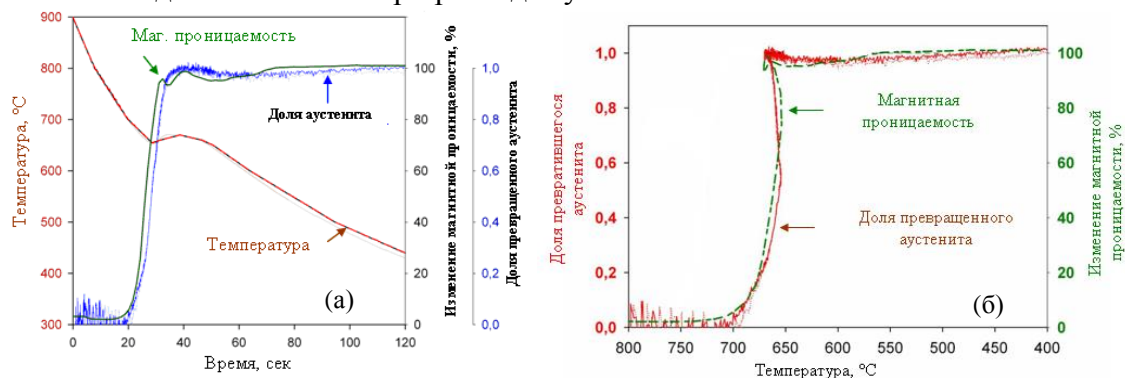


Рисунок 1 – Изменение магнитной проницаемости и количества превращенного аустенита при непрерывном охлаждении образца среднеуглеродистой стали в зависимости от времени (а) и от температуры (б).

Микроструктурный анализ испытанных образцов среднеуглеродистой стали выявил наличие перлитоферритной структуры ($22.0 \pm 1,35\%$ феррита, остальное – перлит), что вполне закономерно при подобном охлаждении на воздухе (скорость охлаждения образцов $< 3^\circ\text{C}/\text{c}$).

Результаты второго этапа тестирования датчика, выполненного на экспериментальном рольганге для других сталей, показали, что данный магнитометрический метод позволяет отслеживать превращение аустенита не только при достаточно медленном охлаждении образцов на воздухе, но и при больших скоростях ($100^\circ\text{C}/\text{c}$), при водяном охлаждении, что подтвердило малую инерционность предлагаемого метода. Инерционность измерений, в принципе, ограничена только скоростью передачи и записи данных: 0.001 с для лабораторных условий, 0.01 с для промышленных.

Результаты микроструктурного и дилатометрического анализа образцов, на которых была проведена промежуточная закалка при охлаждении с температуры аустенитизации с целью зафиксировать фазовое состояние при заданной температуре, показали хорошее согласие с изменениями магнитной проницаемости. На рисунке 2 показан пример сравнения результатов разрушающих и неразрушающих измерений для высокоуглеродистой стали 1474 (аналог У7)

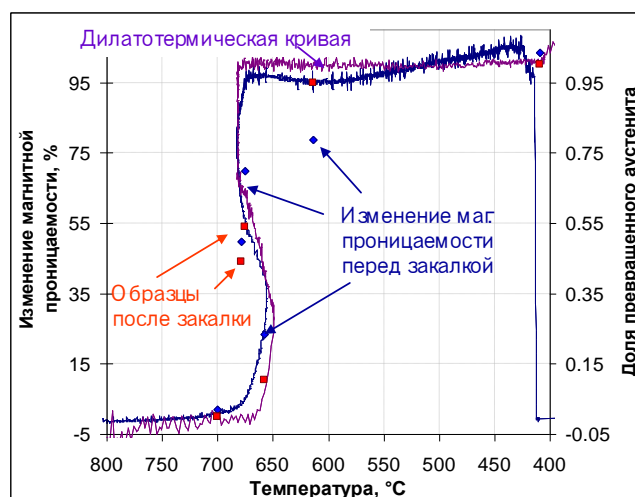


Рисунок 2 – Изменение магнитной проницаемости и количества превращенного аустенита при непрерывном охлаждении образца высокоуглеродистой стали типа У7 до 400°C. Точками обозначены: количество превращенного аустенита и изменения магнитной проницаемости образцов на момент промежуточной закалки.

Однако было обнаружено, что в случае многофазного превращения переохлажденного аустенита изменение магнитной проницаемости имеет сложный характер. Это связано с тем, что каждая ферромагнитная фаза имеет свое значение начальной магнитной проницаемости, а значит, каждая фаза дает свой собственный вклад в общее изменение магнитной проницаемости регистрируемого образца в целом. При этом магнитная проницаемость многофазной структуры меньше, чем магнитная проницаемость чистого феррита того же количества. На рисунке 3 показан пример того, как появление перлита на конечной стадии превращения переохлажденного аустенита в образцах легированной (рис. 3а) и нелегированной (рис. 3б) стали приводит к уменьшению изменения магнитной проницаемости.

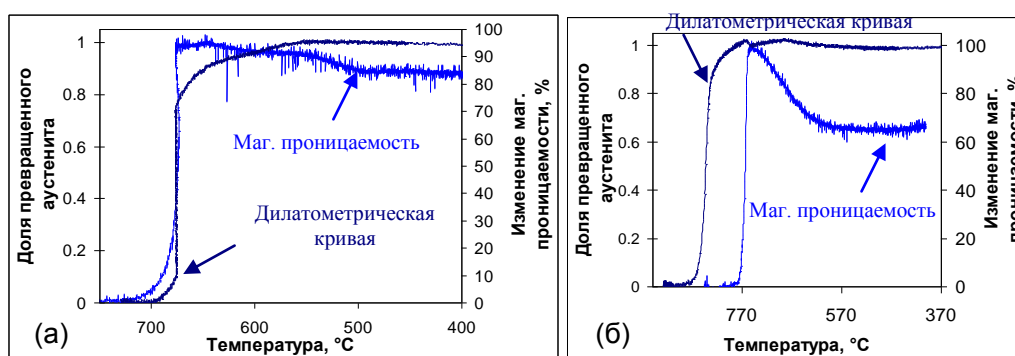


Рисунок 3 – Изменение магнитной проницаемости и количества превращенного аустенита при непрерывном охлаждении образцов низкоуглеродистой стали типа 12Г1 (а) и 08Ю (б) до 400°C.

Причем в случае стали 08Ю, в отличие от стали 12Г1, фазовое превращение аустенита протекает при 870°C, то есть выше температуры Кюри. Иными словами, изменение магнитной проницаемости в области 768°C для стали 08Ю связано с превращением второго рода феррита, который становится ферромагнитным, а значит, видимым для датчика. Дальнейшее охлаждение образца как раз и приводит к появлению перлита, то есть магнитного феррита и пока еще парамагнитного цементита, что и ведет к снижению общей магнитной проницаемости вместо ее увеличения при распаде аустенита.

Однако если фазовое превращение переохлажденного аустенита в феррит подавлено большими скоростями охлаждения, то происходит бейнитное или мартенситное превраще-

ния магнитная проницаемость растет, но все-таки ее уровень останется ниже, чем если бы была полностью сформирована ферритная структура.

Таким образом, можно сделать вывод, что опробованный метод магнитометрии, а именно измерение магнитной проницаемости, позволяет обнаруживать и отслеживать фазовые превращения переохлажденного аустенита в сталях, в которых фазовые превращения аустенита начинаются при температурах ниже температуры Кюри, то есть когда парамагнитный аустенит распадается на магнитные фазы.

Промышленное внедрение системы датчиков мониторинга фазового превращения на отводящем рольганге НШПС ГП

Успешное лабораторное тестирование позволило продолжить дальнейшую разработку системы магнитометрических датчиков, так как искомые фазовые превращения аустенита и происходят в стальных полосах при их охлаждении после горячей прокатки в линии НШПС ГП. Для этого линия НШПС ГП предприятия АрселорМиттал была дополнительно оборудована разработанной системой магнитометрических датчиков, которые были расположены на отводящем рольганге. На рисунке 4 показано схематичное расположение трех установленных датчиков. Информация с датчиков поступает в центр сбора и обработки данных о работе чистовой группы НШПС ГП и, таким образом, может быть напрямую использована для контроля процессов структурообразования в горячекатаной полосе в режиме реального времени, а также для последующих исследований. Наличие нескольких датчиков позволяет отслеживать не только уровень фазовых превращений, но и динамику их развития в горячекатаной полосе, движущейся на отводящем рольганге.

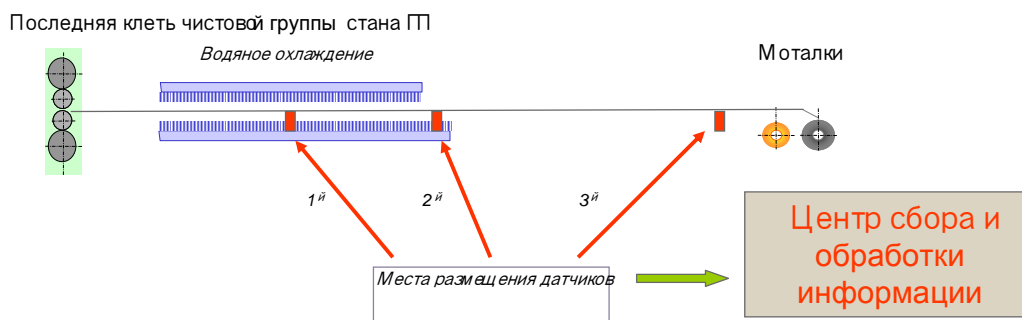


Рисунок 4 – Схема расположения системы трех магнитометрических датчиков в линии НШПС ГП

На рисунке 5 приведен пример регистрируемых данных для горячекатаной полосы из микролегированной ниобием стали. Изменение магнитной проницаемости рассчитывается как $\Delta\mu/\mu_0 = (\mu_i - \mu_0)/\mu_0$, где μ_i – уровень текущего значения магнитной проницаемости, а μ_0 – уровень сигнала, измеряемого датчиком в отсутствии полосы. Следует заметить, что значения μ_0 без полосы и при полосе в полностью аустенитном состоянии одинаковы.

Измерения магнитной проницаемости довольно чувствительны к планшетности и вибрации движущейся полосы из-за изменения расстояния между датчиками и контролируемым объектом. Особенно это относится к свободно движущимся концам полосы. Поэтому следует, прежде всего, рассматривать средний уровень сигнала, а не его мгновенные флуктуации.

Видно, что уровень изменения магнитной проницаемости увеличивается от первого датчика к последнему, что указывает на протекание фазовых превращений во время движения горячекатаной полосы на отводящем рольганге. Величина сигнала 3-го (датчика установленного перед моталками) указывает на то, что фазовые превращения в этой полосе при данной настройке линии НШПС ГП практически полностью успевают завершиться перед смоткой полосы в рулон.



Рисунок 5 – Пример изменения магнитной проницаемости полос микролегированной полосы в режиме реального времени. Температура конца прокатки 880-910°C, скорость прокатки 6.5-7.5 м/с, температура смотки в рулон 580-620°C

На рисунке 5 также отображен логический сигнал превышения температуры Кюри (768°C для чистого железа), который позволяет отслеживать наличие частей полосы с температурой смотки выше температуры, при которой феррит становится парамагнитным, а значит, не может быть обнаружен разработанной системой датчиков.

Изменение магнитной проницаемости было успешно зарегистрировано для всех сталей, в которых фазовые превращения протекают на отводящем рольганге, а температура полосы была ниже точки Кюри, даже если сами превращения успели завершиться при температурах выше 768°C (например, в малоуглеродистых нелегированных сталях типа 08Ю).

Успешное промышленное внедрение и положительные результаты показали, что использование малоинерционной системы датчиков в линии НШПС ГП позволяет отслеживать фазовые превращения в линии НШПС ГП в режиме реального времени в тяжелых для измерений условиях. В дальнейшем это позволило использовать эту систему в промышленных экспериментах для регулирования структурных превращений путем точной настройки параметров работы линии НШПС ГП. В частности, для повышения однородности структуры и свойств горячекатаных высокопрочных автолистовых сталей.

Структурообразование в сталях в линии НШПС ГП и при последующих переделах

Микроструктура и механические свойства горячекатаной полосы в основном определяются заключительными этапами горячей прокатки на НШПС: последними проходами, охлаждением на отводящем рольганге, смоткой и охлаждением рулона. Эти этапы производства особенно важны в случае высокопрочных многофазных сталей (ВМФС), имеющих сложный химический состав. Большинство таких сталей одновременно легированы значительным количеством феррито- и аустенито-стабилизирующих элементов: Si, Al, Mn. Кроме того, в этих сталях используют микролегирование (Nb, Ti), а также вводят другие элементы (например, В, Mo, Cr), замедляющие фазовые превращения при охлаждении. Такое сложное легирование, необходимое для достижения конечных механических свойств продукции, существенно влияет на протекание превращения аустенита в линии НШПС ГП. При этом повышается вероятность того, что превращение аустенита не успевает завершиться на отводящем рольганге, а значит, продолжается в смотанном рулоне и конечная структура и свойства определяются уже и условиями охлаждения рулона. В частности, если различные части рулона по каким-либо причинам охлаждаются с различной скоростью, то, при наличии непревратившегося аустенита (естественно, с более высокой и различной концентрацией в нем углерода), тип и морфология продуктов его превращения в таких областях могут быть также различны. Это, в свою очередь, и может приводить к различиям в механических свойствах по длине горячекатаной полосы. Вместе с тем, существует и обратная связь: динамика фазовых превращений будет влиять на тепловой режим охлаждения в каждой точке рулона и, в целом, на изменение температурного поля в объеме всего рулона.

Примеры тепловых изображений для рулона массой 18т, шириной 1120 мм, полученного при температуре смотки ≈600°C, с наружным и внутренним диаметром 1790мм и 750 мм, соответственно, показаны на рис. 6.

Рулон охлаждался на опорах вагонетки с осью в горизонтальном положении в условиях почти спокойного воздуха (точнее, весьма слабого сквозняка), в крытом складском помещении. По зафиксированным термическим профилям полной боковой поверхности рулона были получены численные значения температур в отдельных точках рулона и оценки изменения температуры в этих точках в зависимости от времени охлаждения (рис. 6). Видно, что уже в самом начале измерений внешняя часть рулона (например, точка SP6) на 100 °С холоднее внутренней части рулона (точка SP7). Это означает, что уже за время транспортировки рулона по конвейеру (приблизительно 15 минут для данного рулона) появляется неравномерность в распределении температуры. В ходе дальнейшего охлаждения рулона в течение 9 часов различие в температурах возрастает до 150 °С.

Такая разница температур может играть существенную роль в формировании конечной микроструктуры горячекатаных ВМФС и вызывать неоднородность их механических свойств.

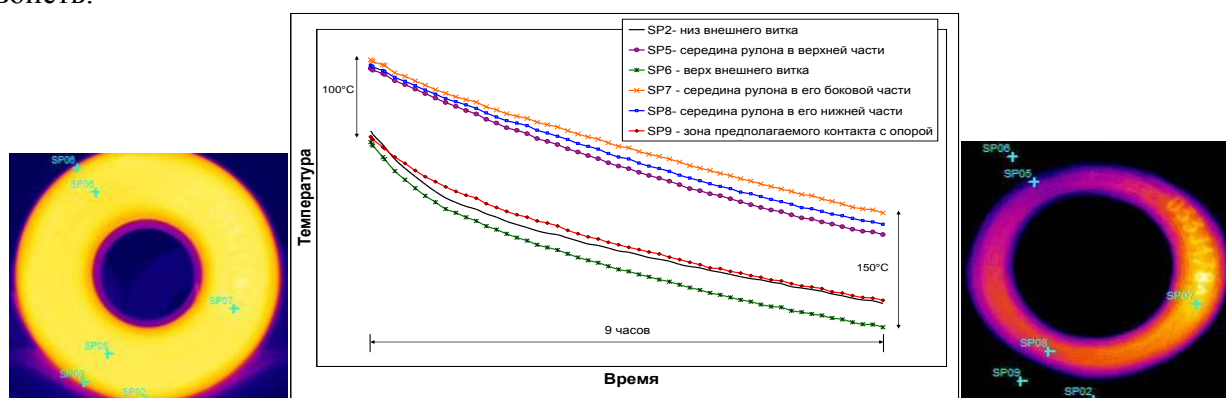


Рисунок 6 – Тепловизионные фотографии одного и того же рулона через 15 минут после горячей прокатки, смотки и транспортировки (слева) и после 9 часов охлаждения на складе (справа), а также изменения температур различных частей рулона при его охлаждении (позиции SP2 – SP9)

Расчеты распределения температуры по ширине полосы, а также по объему рулона в ходе охлаждения показали, что после введения поправок на разогрев рулона из-за фазовых превращений в существующую компьютерную модель расчетные кривые охлаждения хорошо согласуются с экспериментальными данными.

Пример рассчитанного по модели распределения температуры по ширине полосы и толщине рулона после его охлаждения в течение 6 часов приведен на рис. 7. Видно, что наряду с более быстрым охлаждением внешней части рулона существует неравномерность его охлаждения и по ширине: кромка рулона заметно холоднее. Также хорошо выявляется неравномерность охлаждения по толщине рулона.

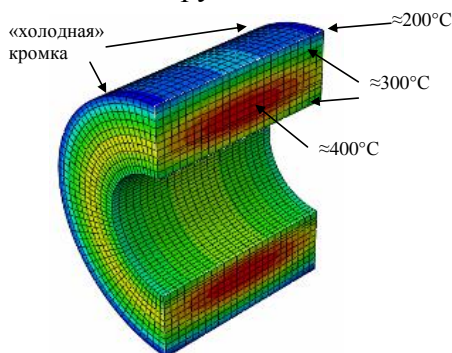


Рисунок 7 – Расчетное распределение температуры внутри рулона через 6 часов после начала охлаждения

Результаты механических испытаний (рис. 8) образцов, вырезанных из разных частей полностью охлажденного рулона горячекатаной полосы, выявили их взаимосвязь со скоро-

стями охлаждения конкретных участков полосы в рулоне (внешние и внутренние витки), а также неравномерность охлаждения полосы по ширине (боковые кромки, середина) в готовом рулоне.

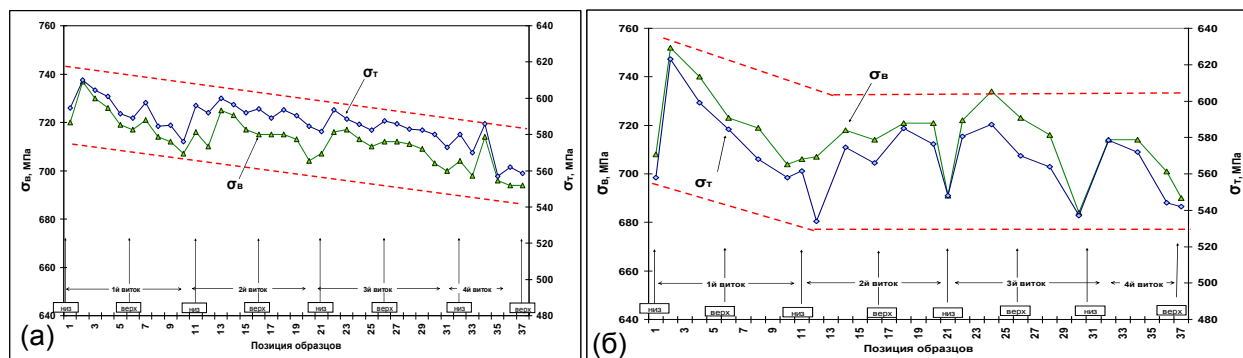


Рисунок 8 – Изменения σ_T и σ_B в центре (а) и по краю (б) полосы на длине четырех внешних витков горячекатаного рулона

Видно, что характеристики прочности (σ_T и σ_B) имеют тенденцию к циклическим изменениям по длине смотанной полосы. Период изменения практически совпадает с длиной полного витка рулона. Уровень характеристик прочности образцов, отобранных из верхней части рулона, выше, чем для образцов, отобранных из нижней части рулона, что естественно: более быстрое охлаждение верхней части рулона приводит к формированию в ней более прочной микроструктуры. По мере перехода к более внутренним виткам прочность центральной части полосы снижается.

Прочность образцов, вырезанных вблизи кромок полосы, заметно выше для верхней части охлажденного рулона, особенно для первого витка. С переходом к последующим внутренним виткам уменьшается различие прочности образцов разных витков. При этом сохраняется разница между прочностью металла в верхней и нижней частях рулона, причем эта разница больше для краевых образцов, чем для образцов, отвечающих середине по ширине полосы (рулона).

Существенно отметить, что влияние ускоренного охлаждения по кромкам полосы и рулона по сравнению с образцами средней части по-разному сказывается на соотношении σ_T и σ_B соответствующих образцов. Так, предел текучести центральных образцов выше σ_T образцов вблизи боковых кромок. Для σ_B , наоборот: большие значения временного сопротивления разрыва наблюдаются у образцов вблизи боковых кромок (рис. 9).

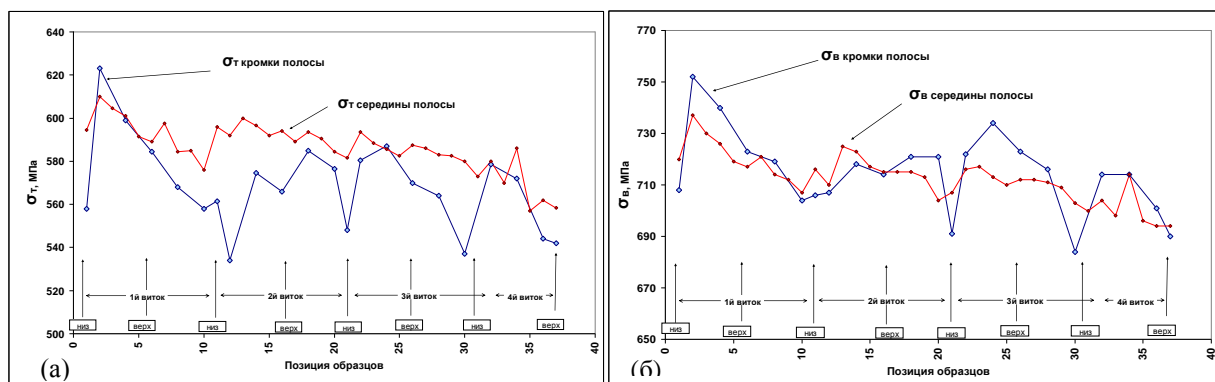


Рисунок 9 – Сравнение изменения пределов текучести σ_T (а) и временного сопротивления разрыва σ_B (б) в центре и по краю полосы на длине четырех внешних витков полосы горячекатаного рулона

Такое соотношение сохраняется на достаточно значительной длине полосы или большом числе витков в рулоне. Таким образом, механическое поведение металла сложно зави-

сит от кинетики изменения температурного поля, которое, в свою очередь, определяет фазовые превращения и структурное состояние стали.

Результаты микроструктурного анализа выявили различия в размерах ферритного зерна, перлитных колоний и межпластиночного расстояния образцов, взятых из разных частей рулона. В целом для первого наружного витка микроструктура образцов, вырезанных вблизи кромок полосы, дисперснее, чем для образцов из центральной части: меньше размер ферритного зерна, перлитных колоний и межпластиночного расстояния. Особенно это выражено в области нижней части рулона. На более внутренних витках и в верхней части рулона различия в структуре сглаживаются.

Также можно отметить имеющиеся различия в характере полосчатости структуры. Явно выраженная полосчатая структура наблюдается, начиная с образцов позиции 17, то есть на некотором расстоянии от хвоста горячекатаной полосы. Это может свидетельствовать о меньшей степени деформации или ином напряженном состоянии при горячей прокатке этой части полосы.

Результаты рентгеноструктурного анализа образцов показали изменение текстуры, которое может быть связано не только с изменением обжатий (усилий горячей прокатки) на хвостовой части полосы. Иными словами, неоднородность структурных превращений в результате неравномерного охлаждения рулона может проявляться в виде неоднородности текстуры. Например, в случае рекристаллизации ферритной матрицы в результате продолжительного отпуска (длительного охлаждения рулона).

Чтобы выявить, какие именно структурные изменения имеют место быть, был проведен лабораторный эксперимент. Для этого от промышленного сляба исследуемой стали 22MnB4 был отобран материал в исходном состоянии для горячей прокатки на экспериментальном стане научно-исследовательского центра предприятия АрселорМиттал. Одна серия образцов была прокатана согласно промышленной технологической схемы на рассматриваемом стане НШПС ГП, но вместо смотки при 600°C было проведено быстрое охлаждение до 400°C и последующая выдержка при данной температуре в течение 20 минут. Вторая серия горячекатаных образцов была закалена в воде до комнатной температуры. После этого все образцы были отпущены при разных температурах (от 450°C до 600°C) в течение часа в соляных ваннах.

Такая термообработка была применена, чтобы воспроизвести промышленные условия, при которых наблюдалось попадание существенного количества воды на сматываемый, а также на уже смотанный рулон на протяжении всего времени, пока рулон покидал моталку. Таким образом, внешние витки вполне могли быть быстро охлаждены до низких температур. После этого, в результате выделения тепла из-за фазовых превращений и его передачи от срединных витков, их температура вновь поднялась бы до 500 - 600°C, как это было обнаружено благодаря тепловизионным измерениям.

На рисунке 10 показано сравнение полюсной плотности двух серий образцов до и после отпуска. Результаты, обозначенные, как отпуск при 400°C, соответствуют начальному состоянию структуры образцов после горячей прокатки и охлаждения.

Видно, что текстура образцов с разными исходными структурами практически не меняется, что говорит об отсутствии рекристаллизации ферритной матрицы в результате отпуска. В обоих случаях наблюдаются лишь процессы распада и укрупнения карбидов, уменьшение плотности дислокаций (ширина линий на дифрактограммах уменьшилась) и коалесценции реек бейнита и мартенсита. В результате уменьшается твердость HV (рис. 11) и изменяются другие механические свойства.

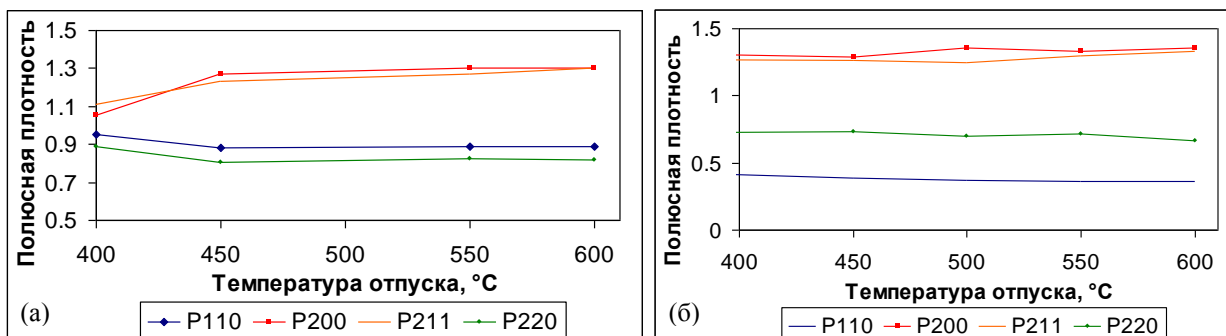


Рисунок 10 – Сравнение изменения полюсной плотности в результате отпуска образцов с исходно феррит-перлит-бейнитно-мартенсит (а) и мартенситной (б) структурами.

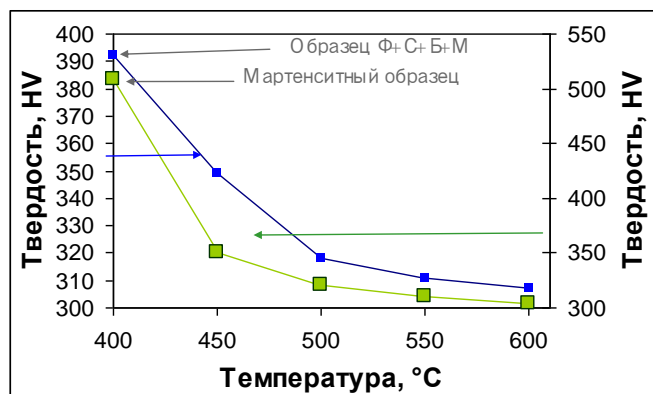


Рисунок 11 – Изменение твердости образцов после отпуска

Такое изменение твердости также хорошо согласуется с поведением характеристик прочностных промышленных образцов. Разница твердости HV образцов для перлит-бейнитно-мартенситной структуры образцов, отпущенных при 500°C и 600°C составляет 7 единиц, что соответствует разнице пределов прочности в 20 МПа, как это и было получено для промышленных образцов.

Таким образом, эксперимент в целом показал, что изменение текстуры на внешних витках по длине полосы, в первую очередь, связано с условиями горячей деформации, и уже потом – с условиями охлаждения рулона. Также эксперимент позволил подтвердить возможность формирования структурных неоднородностей в результате длительного охлаждения и протекания процессов отпуска неравновесной структуры в рулоне горячекатаной полосы из стали 22MnB4 в условиях промышленной прокатки. Впоследствии такие неоднородности могут приводить к формированию дефекта разнотолщинности полосы в ходе холодной прокатки (рис. 12).



Рисунок 12 –Отклонение толщины по длине полосы при холодной прокатке

Этот дефект имеет макроскопический характер и приводит к значительному снижению выхода готовой продукции, так как амплитуда отклонений толщины может выходить за рамки требований заказчика. Дефект разнотолщинности холодной прокатки (ДРХП) имеет периодический характер, но не связан с отклонениями в настройке стана холодной прокатки или геометрии валков, что является дополнительным доказательством зарождения дефекта

на стадии охлаждения горячекатаного рулона, так как период отклонения толщины совпадает с периодом витков рулона.

Эта особенность дефекта разнотолщинности позволяет его легко идентифицировать по данным после холодной прокатки. Причем анализ профилей отклонений толщины разных станов холодной прокатки показал, что величина дефекта разнотолщинности для одной и той же марки стали, прежде всего, зависит от условий НШПС ГП и мало зависит от настройки и условий самой холодной прокатки.

Факторы НШПС ГП, влияющие на дефект разнотолщинности холоднокатаных полос

Статистический анализ контролируемых параметров горячей прокатки (скорость прокатки, температуры конца прокатки и смотки в рулон), длины, толщины и ширины полосы, массы рулона, а также протяженности ДРХП после холодной прокатки более чем на 1900 рулонах стали типа 22MnB4 показал, что длина дефекта значимо зависит от каждого из этих факторов. В результате статистической обработки данных методом главных компонент с использованием программы Statgraphics было определено оптимальное число главных компонент, равное трем, и рассчитаны удельные веса анализируемых факторов в соответствующих компонентах.

Для визуализации взаимосвязи различных факторов и длины дефекта (ДРХП) построены двухмерные диаграммы компонент. На рисунке 13 показана диаграмма основных компонент 1 и 2.

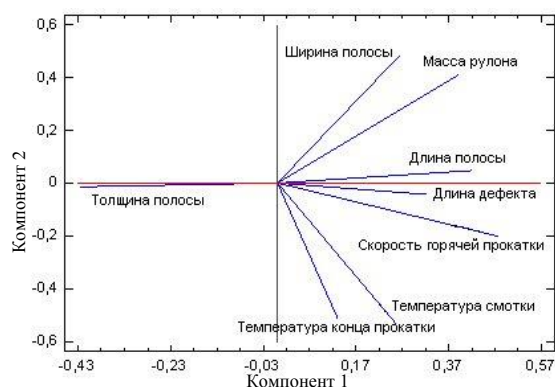


Рисунок 13 – Диаграмма взаимосвязи анализируемых факторов в плоскости основных компонент 1 и 2

Из диаграммы видно, что длина ДРХП уменьшается с увеличением толщины горячего проката. Этому отвечает противоположное направление лучей длины дефекта и толщины горячего проката. Остальные факторы имеют однонаправленные векторы с длиной дефекта, что означает увеличение длины ДРХП с ростом каждого из этих факторов. По степени влияния описанные факторы можно расположить по величине длины их проекции на вектор длины дефекта в следующий убывающий ряд: толщина горячего проката, скорость горячей прокатки, длина полосы, масса рулона, температура смотки, ширина полосы, температура конца прокатки. При этом не следует забывать о наличии сложных взаимосвязей внутри системы анализируемых факторов.

Корреляции могут иметь место и между собственно тепловыми изменениями, фазовыми и структурными превращениями, протекающими в сталях при горячей прокатке, охлаждении на отводящем рольганге НШПС ГП и при хранении рулонов. Это было подтверждено тепловизионными измерениями, выявившими неравномерность охлаждения горячекатаных рулонов.

Так, было показано, что зависимость ДРХП от толщины горячего проката по большей части объясняется корреляцией между скоростью прокатки и толщиной горячекатаной полосы (рисунок 14). Из рисунка видно, что чем толще горячекатаная полоса, тем меньше скорость ее прокатки (при заданной температуре конца прокатки), а значит, больше продолжи-

тельность времени ее нахождения на отводящем рольганге после прокатки для охлаждения и фазовых превращений перед смоткой в рулон. Это приводит к ослаблению влияния неравномерного охлаждения в рулоне на процессы структурообразования и, в результате, к уменьшению неоднородности структуры и свойств по длине полосы. Как следствие, всё это ведет к снижению уровня или же к полному устранению дефекта разнотолщинности, что проиллюстрировано на рисунке 14 распределением точек разной формы: квадрат – без дефекта, крестик – длина дефекта до 90 м, кружок – длина дефекта более 90 метров.

Нужно заметить, что при толщине горячекатаной полосы более 3.7 мм дефект ДРХП практически не проявляется, а вот при толщинах менее 3 мм возникает риск получения ДРХП на большой длине полосы (более 90 м).

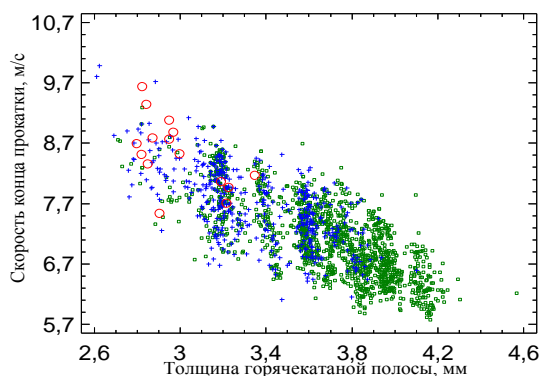


Рисунок 14 – Взаимосвязь скорости горячей прокатки и толщины горячей полосы, соответствующая им длина ДРХП: квадрат – рулон без дефекта, крестик – длина дефекта до 90 м, кружок – длина дефекта более 90 метров

В силу локализации ДРХП и его преимущественного проявления в пределах последних 100 м горячекатаной полосы для толщин полос менее 3.7 мм было предложено, прежде всего, снизить скорость конца прокатки и смотки этой части рулона. Практическая реализация этой рекомендации требует, однако, тонкого контроля работы моталки, а также соответствующего изменения режима ламинарного охлаждения на заключительной стадии горячей прокатки полосы. Это обусловливается тем обстоятельством, что, как правило, скорость движения полосы по отводящему рольгангу существенно возрастает после того, как хвостовая часть полосы выходит из последней прокатной клетки и исчезает натяжение полосы между моталкой и последней клетью. В результате сокращается время пребывания хвостовой части полосы на рольганге и изменяются условия ее охлаждения. Следует подчеркнуть, что длина ДРХП оказывается соизмеримой с длиной отводящего рольганга НШПС ГП, т.е. как раз с длиной хвостовой части горячекатаной полосы, на которой условия охлаждения в силу указанных причин отличаются от условий охлаждения остальной полосы.

Оптимальная величина снижения скорости движения полосы на отводящем рольганге и смотки, а также, соответственно, их оптимальный контроль определяются полнотой протекания фазовых превращений, которые необходимо фиксировать в режиме реального времени для чего применимы малоинерционные магнитометрические методы.

Применение неразрушающего контроля для снижения уровня дефекта ДРХП

Первые же измерения с помощью установленных датчиков во время типовой промышленной прокатки стали 22MnB4 подтвердили, что фазовые превращения не успевают завершиться на отводящем рольганге и, следовательно, продолжаются после смотки полосы в рулон. Кроме того, была наглядно продемонстрирована разница в количестве превратившегося аустенита для разных толщин проката.

На рисунке 15 приведен пример изменения магнитной проницаемости в полосах разной толщины (2.85 и 3.95 мм) при фиксированной длине рольганга и расположении датчиков, при одинаковых температурах конца прокатки (Ткп) и смотки в рулон (Тсм). Темпера-

тура смотки регулируется в автоматическом режиме путем изменения расхода охлаждающей воды на отводящем рольганге.

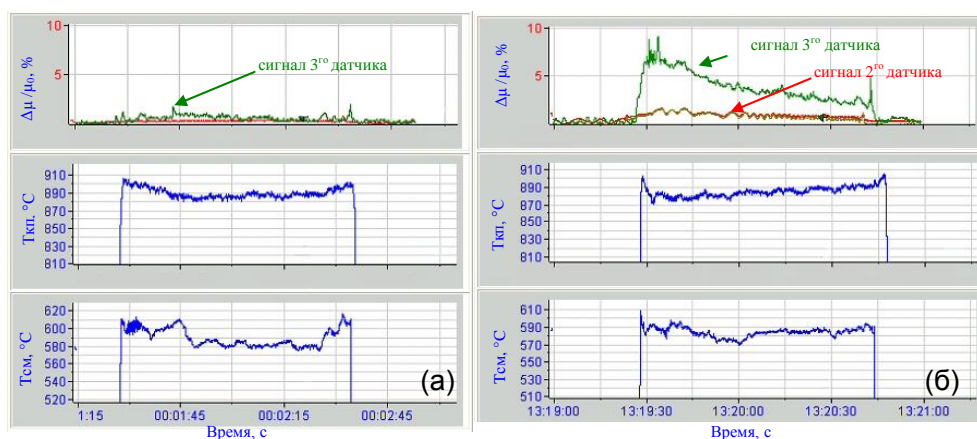


Рисунок 15 – Пример изменения магнитной проницаемости полос разной толщины:
а – толщина полосы 2.85 мм, скорость конца прокатки 6-8 м/с для головной и хвостовой части полосы, б – толщина полосы 3.95 мм, скорость конца прокатки 5- 6.5 м/с для головной и хвостовой части полосы

Для проката толщиной 2.85 мм (рис. 15а) датчики не зафиксировали изменения магнитной проницаемости, то есть фазовые превращения не успевают начаться на отводящем рольганге и практически полностью протекают позже – уже в смотанном рулоне. В полосе толщиной 3.95 мм (рис 15б) изменение магнитной проницаемости полосы наблюдается уже в конце водяного охлаждения (2-й датчик) и усиливается к началу смотки (показания 3-го датчика). Меньшая скорость конца прокатки, а значит, большее время нахождения более толстой полосы на отводящем рольганге оказалась достаточными, чтобы фазовые превращения в этой полосе начались до начала смотки.

Снижение уровня изменения магнитной проницаемости от головной к хвостовой части полосы толщиной 3.95 мм связано с автоматическим увеличением скорости прокатки в чистовой группе стана, осуществляемой для компенсации тепловых потерь по ходу прокатки. Такое ускорение уменьшает время нахождения полосы на отводящем рольганге, и, соответственно, приводит к уменьшению степени прохождения фазовых превращений в полосе перед смоткой, а значит, к увеличению доли превращений, протекающих уже в рулоне. В свою очередь, из-за неравномерности охлаждения смотанной в рулон полосы, это приведет к большей структурной неоднородности и возникновению дефекта разнотолщинности при последующей холодной прокатке.

Эти результаты еще раз подтверждают результаты статистического анализа влияния скорости конца прокатки и толщины горячего проката на длину ДРХП.

Были проведены промышленные испытания с целью увеличения полноты фазового превращения аустенита на отводящем рольганге перед смоткой путем изменения скорости прокатки полосы. Так как ДРХП преимущественно проявляется в хвостовой части горячекатаной полосы и чаще всего не превышает 100 м, для выбранных условий производства было признано целесообразным изменять, а именно, уменьшать скорость прокатки только для соответствующей части полосы. Эффективность повышения степени превращения аустенита фиксировалась с помощью описанной системы датчиков, после чего контролировалась измерением длины дефекта ДРХП.

Пример изменения магнитной проницаемости, полученной при снижении скорости конца прокатки на 1.5 м/с для хвостовой части полосы толщиной 3.05 мм с температурой конца прокатки 890°C и смотки 580 ± 20 °C показан на рисунке 16. В результате снижения скорости конца прокатки на хвостовой части полосы наблюдали прирост магнитной прони-

цаемости, а значит, и увеличение степени превращения аустенита в полосу до начала ее смотки.

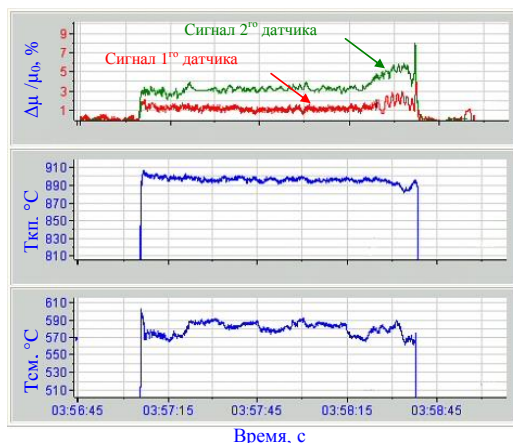


Рисунок 16 – Изменение магнитной проницаемости по длине горячекатаной полосы до начала смотки

Контроль длины ДРХП в рулонах, прокатанных с торможением прокатки на хвостовой части, показал существенное снижение длины дефекта и, часто, – полное его отсутствие. Было обнаружено, что в пределах варьирования параметров прокатки небольшое снижение скорости прокатки может обеспечить на хвостовой части полосы хоть и неполный, но уже достаточный объем фазовых превращений, необходимый для предотвращения ДРХП.

На рисунке 17 приведен пример сравнения отклонения толщины на первых 100 метрах после холодной прокатки (что соответствует хвостовой части горячекатаного рулона) двух разных по толщине полос после двух вариантов режимов работы НШПС ГП. Видно, что амплитуды отклонения толщины полосы, прокатанной со снижением скорости на хвостовой части полосы, существенно уменьшаются и даже полностью исчезают.

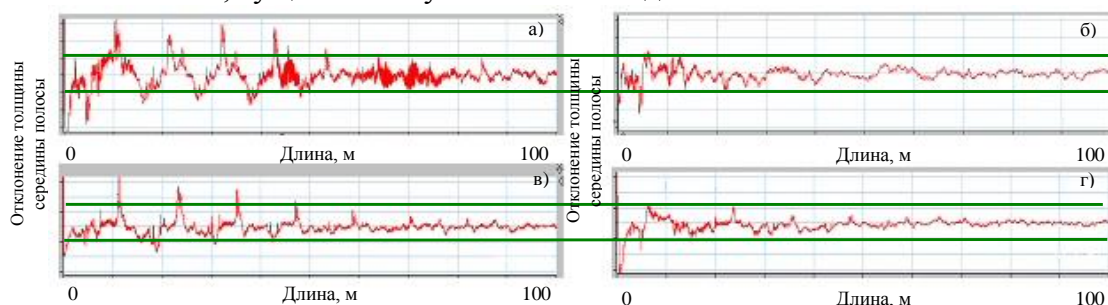


Рисунок 17 – Отклонение толщины полосы на выходе из стана холодной прокатки:

а и в - горячая прокатка без снижения скорости на хвостовой части полосы,
б и г – горячая прокатка со снижением скорости на хвостовой части полосы

При этом первые же промышленные испытания показали возможность безопасной эксплуатации стана горячей прокатки, при которой хвостовую часть полосы прокатывают и сматывают в рулон при изменяющихся (снижающихся) скоростях прокатки. Естественно, что применение магнитометрических датчиков для контроля уровня фазовых превращений и подбора условий снижения скорости прокатки в режиме реального времени, в зависимости от сортамента (толщина, ширина, площадь поперечного сечения) полосы и других параметров прокатки, существенно сократило объем экспериментов и ускорило оптимизацию настройки линии НШПС ГП для выпуска продукции, неподверженной проявлению дефекта ДРХП.

Результаты промышленных экспериментов с применением магнитометрических измерений позволили перевести в автоматический режим управление работы стана для предотвращения возникновения дефекта ДРХП на полосах горячекатаной высокопрочной автоливостой стали типа 22MnB4 всего диапазона производимой продукции. Наряду с этим, за че-

тыре месяца непрерывной эксплуатации стана в новом автоматическом режиме было достигнуто более чем пятикратное снижение общего количества холоднокатаного металла, уходящего в обрезь из-за несоблюдения допуска по толщине. При существующем объеме производства данной марки стали, экономический эффект от промышленного внедрения разработанного режима эксплуатации линии НШПС ГП составил примерно 50 € на тонну готовой продукции.

Обобщенная карта структурообразования исследованных сталей после ГП

Полученные результаты изучения структурообразования сталей после горячей прокатки позволяют предложить общую схему формирования структурной неоднородности (рис. 18) для исследованных сталей и интервалов параметров работы линии НШПС ГП, в частности, значений скорости конца прокатки (таблица 4).

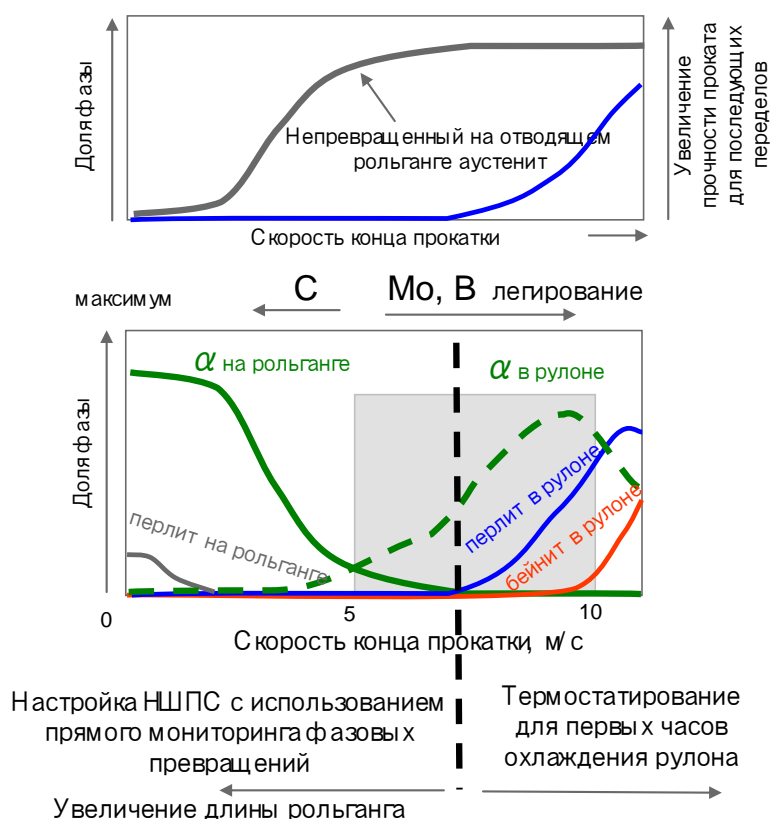


Рисунок 18— Схема формирования структуры исследованных сталей после горячей прокатки во время охлаждения полосы на отводящем рольганге и готового рулона

Серым цветом на рис. 18 обозначена исследованная область структур для химического состава сталей и параметров горячей прокатки, отображенных в таблице 4.

Таблица 4 – Исследованный интервал химического состава сталей и технологии ГП

Химический состав, масс %						Технологические параметры			
C	Mn	Cr	Mo	B	Nb	Ткп, °C	Тсм, °C	Скорость, м/с	Толщина ГП, мм
0.06-0.22	<1.700	<0.25	<0.08	< 0.005	<0.065	880-950	550-600	5-10	2.5-4.2

Формирование структуры во многом определяется состоянием аустенита на отводящем рольганге. При этом, чем больше скорость конца прокатки полосы, тем больше доля непревращенного аустенита в готовом рулоне (см. рис. 18 сверху). Кроме скорости конца

прокатки, на степень реализации фазовых превращений аустенита на отводящем рольганге влияет уровень легирования стали. С увеличением концентрации Мо и В превращение аустенита задерживается, а значит, количество непревращенного аустенита в горячекатаной полосе, смотанной в рулон, увеличивается. Изменение концентрации углерода также влияет на качество и полноту фазовых превращений аустенита – с уменьшением содержания углерода в стали превращения аустенита начинаются раньше.

В зависимости от условий охлаждения рулона, в частности, разных скоростей охлаждения его различных частей, образуется неоднородная ферритно-перлитная или феррит-перлитно-бейнитная структура с разным соотношением фаз и их дисперсности. При этом, легирование Мо, В и увеличение С способствует появлению бейнита в полосе, уже смотанной в рулон. Кроме этого, как видно из рис. 18, количество формирующегося перлита, а также вероятность получения бейнитной структурной составляющей увеличивается с ростом скорости конца прокатки. Это ведет не только к большей структурной неоднородности, но и к общему увеличению характеристик прочности горячего проката, что не всегда допустимо для последующих переделов (например, холодной прокатки), так как ведет к перегрузкам стана.

Уменьшения структурной неоднородности горячекатаной полосы можно добиться несколькими способами. Прежде всего, рекомендуется снижение уровня легирования и содержания углерода в стали, если это не вредит другим характеристикам продукции. Однако, вместо дорогостоящей и длительной оптимизации химического состава стали, целесообразно проводить уже рекомендованную значительно более быструю настройку работы линии НШПС ГП с помощью магнитометрической системы мониторинга фазовых превращений аустенита на отводящем рольганге, с тем чтобы обеспечить максимальное количество превращенного аустенита в стальной полосе до ее смотки в рулон. Также возможно увеличение длины отводящего рольганга, которое увеличит время более равномерного охлаждения, а значит, и более однородного структурообразования в горячекатаной полосе до ее смотки. При невозможности увеличения длины отводящего рольганга или при наличии проблемы достижения достаточной полноты фазового превращенного аустенита в полосе, находящейся на отводящем рольганге, путем оптимизации настроек работы линии НШПС ГП рекомендуется термостатирование рулонов непосредственно после окончания смотки полосы. Такое термостатирование готового рулона будет способствовать выравниванию тепловых полей, а значит, будет способствовать большей структурной однородности, повышению однородности свойств по длине и ширине полосы.

Общие выводы

1. Экспериментально доказанная неравномерность охлаждения горячекатаной рулонной низкоуглеродистой стали в обычных условиях хорошо контролируемого производства приводит к заметной неоднородности механических свойств. Это, в свою очередь, в дальнейшем может приводить к появлению дефекта разнотолщинности при холодной прокатке полосы. Характер неоднородности свойств связан как с неоднородным состоянием горячекатаного металла по длине и ширине полосы, так и, в большей мере, с фазовыми превращениями, продолжающимися по окончании прокатки в готовом рулоне.

2. Разработан и технически реализован малоинерционный магнитометрический датчик измерения магнитной проницаемости для неразрушающего контроля фазовых превращений аустенита при высоких температурах.

3. Выделены области применения метода измерения магнитной проницаемости в режиме реального времени для сталей различных структурных классов. Измерение магнитной проницаемости для обнаружения и мониторинга распада аустенита применимо для сталей с температурами превращения (A_{r3}) ниже температуры Кюри феррита (768°C).

4. Установлены закономерности, разработана модель и получены экспериментальные данные об изменении магнитных характеристик стали в результате фазовых и

структурных превращений переохлажденного аустенита. Рост магнитной проницаемости коррелирует с количеством образующихся ферромагнитных фаз. Вклад каждой отдельной ферромагнитной фазы или структурной составляющей в изменение магнитной проницаемости исходно аустенитной матрицы разный; уменьшается в следующем порядке: феррит, перлит, бейнит, мартенсит, и тем меньше, чем выше дисперсность. При образовании многофазных структур поведение магнитной проницаемости более сложно, а сам уровень магнитной проницаемости ниже, чем для полностью ферритной структуры.

5. Рассчитаны и получены экспериментальные данные о кинетике изменения температурного поля и фазовых превращений охлаждающихся горячекатаной стальной полосы и рулона. Динамика изменения температурного поля полосы после горячей прокатки и рулона хорошо описывается трехмерной моделью конечных элементов с учетом поправки на разогрев от выделяющейся теплоты превращений аустенита и может быть использована совместно с термокинетическими моделями превращений при прогнозировании механического поведения стали.

6. Наиболее важным в формировании структур является регулирование фазовых превращений аустенита на первой стадии охлаждения - на отводящем рольганге, которое может быть осуществлено с помощью изменения настроек работы линии НШПС ГП. Снижение скорости горячей прокатки хвостовой части полосы увеличивает долю превращенного аустенита в этой части полосы на отводящем рольганге перед смоткой в рулон и позволяет существенно снизить или даже исключить дефект разнотолщинности после холодной прокатки.

7. Разработанная малоинерционная система неразрушающего мониторинга фазовых превращений в линии НШПС ГП позволяет проводить коррекцию настройки работы стана с учетом данных о процессах структурообразования в режиме реального времени. Эффективность промышленного внедрения системы в линию стана горячей прокатки на предприятии «АрселорМиттал Франция» только за время испытаний оценена в 50 € на тонну.

Основные результаты диссертации опубликованы в следующих работах:

1. Marmulev A.V., Herman G., Poliak E.I., Kaputkina L.M., Factors Affecting Gauge Uniformity of Flat Cold Rolled AHSS, Proceeding of International Conference Materials Science and Technology (MS&T) 2011, 2011, October 16-20, Columbus. Ohio, USA, p. 470 – 476
2. Л.М. Капуткина, А.В. Мармулев, Е.И. Поляк, Г. Эрман, Факторы, влияющие на равномерность толщины холоднокатаного листа из высокопрочных многофазных сталей, Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов», Москва, 26-28 октября 2011 г. Тезисы докладов, - М: НИТУ «МИСиС», 2011, 125с
3. Л. М. Капуткина, А. В. Мармулев, А. Е. Арлазаров, Д. Уин, Применение методов магнитометрии для исследования структурных изменений в многофазных сталях, Проблемы черной металлургии и материаловедения, 2012, 2, стр. 86-94
4. Л.М. Капуткина, А.В. Мармулев, Е.И. Поляк, Г. Эрман, Влияние условий охлаждения рулонов на неравномерность структуры и механических свойств горячекатаных высокопрочных автолистовых сталей, МиТОМ, 2012, 12, стр. 14-18
5. Л.М. Капуткина, А.В. Мармулев, Е.И. Поляк, Г. Эрман, Неравномерность толщины холоднокатаных листов высокопрочных многофазных сталей, вызываемая неоднородностью структуры и свойств горячего подката, VI- я Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур», ПРОСТ 2012, Москва, 2012, 17-19 апреля
6. Л. М. Капуткина, А. В. Мармулев, Г. Эрман, Ж.М. Тюрон, Применение неразрушающего магнитометрического контроля фазовых превращений в линии НШПС для уменьшения разнотолщинности холоднокатаных высокопрочных автолистовых сталей, Проблемы черной металлургии и материаловедения, 2013, 1, стр. 101 - 107

7. A.V. Marmulev, G. Herman, J.-M. Turon, E.I. Poliak and L.M. Kaputkina, Online electromagnetic monitoring of austenite transformation in hot strip rolling and its application to process optimization, *Revue de Métallurgie*, 2013, 110, 205-215, doi:10.1051/metal/2013064.
8. L.M. Kaputkina, A.V. Marmulev, G. Herman, E.I. Poliak, Microstructure Heredity and Non-Uniformity of Mechanical Properties of Cold Rolled Ferrite-Pearlite and Ferrite-Bainite Steel during its Manufacturing Proceedings of 10th INTERNATIONAL CONGRESS "MACHINES, TECHNOLOGIES, MATERIALS" 18 - 20.09.2013, Varna, Bulgaria, p. 13
9. A.V. Marmulev, L.M. Kaputkina, J.-M. Turon, E.I. Poliak, Online Non-Destructive Monitoring of Phase Transformation on Run-Out Table of CSP Hot Strip Mill, Proceedings of 10th INTERNATIONAL CONGRESS "MACHINES, TECHNOLOGIES, MATERIALS" 18 - 20.09.2013, Varna, Bulgaria, p. 19