

В.А. Шеремет*, **Ю.Н. Таран****, **Л.Н. Дейнеко****, **А.В. Кекух***,
А.П. Клименко***, **А.И. Карнаух****, **Н.П. Жильцов***

ПРОИЗВОДСТВО ВЫСОКОПРОЧНОЙ АРМАТУРЫ В УСЛОВИЯХ КГГМК КРИВОРОЖСТАЛЬ

** КГ ГМК «Криворозжсталь», **Национальная металлургическая академия
Украины, *** Государственный химико–технологический университет*

Приведен анализ технических решений, направленных на повышение качества металлопроката, требований нормативных документов к не напрягаемой арматуре классов А400С и А500С и представлены результаты исследований процессов структурообразования в арматурных сталях и ТКД для этих сталей.

Арматурная сталь, используемая для армирования железобетона, во многих странах мира является до сих пор одним из наиболее потребляемых видов металлопроката. В связи с тем, что условия использования арматуры определяют практическую невозможность ее возврата в переловный металлофонд, производители и потребители арматуры стремятся максимально возможно уменьшить экономический ущерб от этого за счет снижения ее себестоимости при постоянной тенденции повышения ее прочности и других специальных свойств (ударной вязкости, коррозионной стойкости, повышенной пластичности, свариваемости и др.).

С этой целью используются следующие наиболее эффективные направления повышения качества металла арматуры:

1) повышение качества жидкого металла за счет снижения содержания вредных примесей, газов, неметаллических включений, уменьшения ликвационных явлений по сечению слитка, измельчение дендритного строения слитка и т.д.

К ставшим уже традиционными технологическими решениями можно отнести: микролегирование (в т.ч. и комплексное); внепечную обработку металла (в т.ч. и с продувкой инертными газами и вакуумированием); непрерывную разливку и ее совмещение с деформационной обработкой частично закристаллизовавшегося металла и использованием на этом этапе производства заготовки термоциклирования металла [1]. В числе технических решений, которые используются в практике, можно также назвать и термовременную обработку расплава металла в печи.

В последние десятилетия учеными и производственниками были предложены и практически подтверждены данные о структурной (металлургической) наследственности, под которой понимается способность передачи определенной структурной информации от шихты через расплав к литому металлу [1–4]. Считают, что такая информация может быть положительной и отрицательной и при этом отрицательную информацию

металлу отливки могут передавать шихтовые материалы, имеющие грубо кристаллическое строение (отходы, лом, возврат, чушковые материалы и др.). Положительную структурную информацию металлу отливки закладывают различными способами (при подготовке или производстве шихтовых материалов и т.д.).

Одним из наиболее распространенных технологических приемов воздействия на шихту с целью оптимизации структурного состояния металла является термовременная обработка (ТВО) жидкого металла, которая в настоящее время уже получила довольно широкое распространение при производстве чугунов, стали, цветных металлов. Под ТВО понимают перегрев расплава выше традиционных температур и определенную выдержку при этих температурах. При ТВО важными параметрами также являются правильно определенная температура перегрева расплава, которая имеет определенные интервалы для металла различного состава, а также время выдержки расплава при такой температуре. Под оптимальной температурой ТВО понимается тот критический интервал, при нагреве до которого в расплаве происходят необратимые структурные превращения, обеспечивающие ему более однородное состояние, чем при плавке в интервале традиционных температур. Так, например, параметрами ТВО для стали 35Л являются: температура перегрева – $1640\text{--}1660^{\circ}\text{C}$, время выдержки 10–15 минут. Определение наиболее приемлемых значений времени выдержки расплава при оптимальной температуре ТВО производится экспериментальным путем, исследуя технологические и механические характеристики металла, например по критерию жидкотекучести в прутковой пробе [2].

Перспективными представляются работы по использованию ультрадисперсных порошков тугоплавких химических соединений (карбидов, боридов, нитридов и т.д.) с размерами частиц менее $0,1\text{ мкм}$ в качестве модификаторов с целью целенаправленного воздействия на процесс кристаллизации и повышения комплекса свойств металла готовых изделий [5–7]. Вводимые частицы УДП с большой площадью поверхности влияют на распределение поверхностно-активных элементов в стали (сера, кислород, марганец), участвующих в образовании неметаллических включений [5]. Имеется положительный опыт повышения ударной вязкости и порога хладноломкости термоупрочненной арматуры из стали 25Г2С за счет использования таких модификаторов [8].

Исследования показывают, что совмещение модифицирования с выбором оптимальной температуры металла перед заливкой может значительно повышать вязкость стали после финишных обработок. Так в работе [9] определено, что при комплексном модифицировании стали 40ХНМЛ оптимальной температурой нагрева металла перед заливкой являлась 1610°C (исследовался интервал от 1550 до 1640°C через каждые 30°C). Производственный опыт предприятий показывает, что целесообразно

но использовать ТВО не только при производстве сталей, но и чугунов [3,10–13].

2) повышение прочности металла за счет увеличения содержания углерода, но при его содержании в арматурной стали свыше 0,35% резкое снижение пластичности и свариваемости арматуры делает это направление бесперспективным. Возможно сохранение достаточного уровня пластичности в арматурных сталях с содержанием углерода до 0,3–0,35% при дополнительном микролегировании таких сталей ниобием (в количестве 0,02–0,05%), что позволяет повысить прочность металла до уровня, соответствующего стали с 0,4% углерода. Но удовлетворительная свариваемость арматуры без подогрева обеспечивается при содержании углерода не более 0,2–0,25% [14]. Повышение содержания углерода до приемлемых значений может использоваться для арматурных сталей, которые используются при производстве арматуры, соединяемой любыми другими способами, кроме сварки;

3) повышение степени легированности арматурной стали приводит не только к повышению прочности горячекатаной арматуры, но и к получению целого ряда специальных свойств (высокого уровня низкотемпературной ударной вязкости, устойчивости к разупрочнению при нагреве в процессе изготовления напрягаемой арматуры и т.д. Но это направление является весьма дорогостоящим и поэтому используется только при изготовлении арматуры для специальных целей, например для изготовления коррозионностойкой арматуры [15];

4) повышение комплекса свойств металла при использовании термической обработки арматуры с отдельного нагрева, но такой путь, хотя и часто используется производителями железобетонных конструкций (а иногда и производителями арматуры), является дорогостоящим из-за необходимости создания печного и закалочного оборудования, расхода большого количества энергоносителей и т.д.;

5) термомеханическое упрочнение арматурной стали в потоке прокатного стана при частичном или полном использовании эффекта высокотемпературной термомеханической обработки (т.е. сохранении в металле упрочненной арматуры мелкозернистой структуры с повышенной плотностью дефектов кристаллической решетки в виде эффективной субструктуры – ячеистой или полигональной). Эффективность этого способа упрочнения металлопроката объясняется существенным повышением прочности и хладостойкости стали при сохранении ее свариваемости и коррозионной стойкости при одновременной экономии энерго- и трудозатрат за счет использования при упрочнении арматуры нагрева металла под прокатку [16–18]. При этом расходы на термомеханическую обработку металла с прокатного нагрева в линии стана составляют 0,5–1,0% от себестоимости продукции, что значительно ниже по сравнению с другими видами упрочняющих обработок металлоизделий. К примеру, затраты, связанные с упрочнением проката в потоке стана, в 4–5 раз меньше по

сравнению с затратами при закалке со специального нагрева [19,20]. Поэтому этот способ воздействия на металл, в применении для массовых видов проката, не имеет себе равных по технологичности и экономической эффективности процесса.

Задача обеспечения строительной индустрии термически упрочненной арматурой, обладающей заданным уровнем свойств, была принципиально успешно решена под руководством академика К.Ф. Стародубова созданием технологических линий, оборудования и новых марок сталей для организации промышленного производства термически упрочненной арматуры в потоке стана с использованием тепла нагрева под прокатку. В 1967г. впервые в мировой практике в потоке непрерывного мелкосортного стана 250–1 Криворожского металлургического комбината была введена в эксплуатацию промышленная установка для термического упрочнения арматурных стержней, работающая в темпе прокатки и способная упрочнять весь размерный сортамент стана [21].

Были разработаны и продолжают совершенствоваться и внедряться принципиально новые охлаждающие и гидротранспортирующие устройства, обеспечивающие эффективность охлаждения и гидротранспортирования арматуры в ритме работы стана, что достигается за счет кинетической энергии потока воды, движущейся в направлении прокатки со скоростью в 1,5 – 2,0 раза превышающей скорость перемещения проката. Для осуществления разработанного технологического процесса были созданы новые экономнолегированные марки сталей (20ГС, 20ГС2 и др.), обладающие небольшой чувствительностью к колебаниям технологических параметров прокатки и охлаждения, обеспечивающие хорошую стабильность механических свойств готовой продукции и надежность технологического процесса в целом.

В европейских странах (ФРГ, Нидерландах, Бельгии, Австрии, Англии и других) лишь 10 лет спустя (в 1977г) разработали аналогичную технологию, которая получила название “Темпкор – процесс”. Назначение технологии “Темпкор” – производство упрочненной арматурной стали с прочностью на уровне 550–600Н/мм², т.е. свариваемой арматурной стали повышенной прочности для ненапрягаемого бетона, а задача отечественного процесса упрочнения – получение арматуры с прочностью от 600 до 1400Н/мм², т.е. высокопрочной стали в т.ч. и для напрягаемых конструкций [21]. Отмеченное расхождение в уровне прочности арматуры связано с отличием концепций строительства в те годы.

Если получение высокопрочной арматуры, подвергаемой предварительному напряжению электротермическим способом, делает оправданным легирование, обеспечивающее не только прочностные свойства, но и незначительное разупрочнение при нагреве, то для арматуры прочностью до 600Н/мм² (ненапрягаемой арматуры) легирование должно обеспечивать приемлемый уровень разупрочнения при сварке. При этом облегчая ведение технологического процесса при применении проката в строитель-

стве, дополнительное легирование металла не оправдано увеличивает себестоимость продукции у металлургов.

Начиная с 70-ых годов и до настоящего времени основной объем арматурной стали, применяемой в строительстве как в странах СНГ, так и за рубежом [22], составляет ненапрягаемая арматура классов А400С и А500С (А-III, Ат-IIIс), поставляемая в горячекатаном состоянии (стали марок 35ГС, 25Г2С класса А-III по ГОСТ5781). В конце 90х годов в зарубежных стандартах появился новый класс ненапрягаемой арматурной стали А500С, применение которого в строительстве взамен класса А400С позволяет снизить металлоемкость железобетонных конструкций в среднем на 10%

В настоящее время требования к арматурной стали классов А500С и А400С регламентируются стандартами: ISO 6935-2 «Сталь для армирования бетона. Часть 2. Стержни периодического профиля». 1990г.; Европейскими нормами EN 10080 «Сталь для армирования бетона. Свариваемая арматурная сталь периодического профиля В500. Технические требования к стержням, бунтам, сварным арматурным сеткам», 1992г. При производстве арматуры по соответствующим заказам используются также и положения немецкого стандарта DIN 488 «Арматурная сталь», Часть 1-6 и Британского стандарта BS4449. 1998г. «Стержни из углеродистой стали для армирования бетона. Технические требования».

В 1993 году Ассоциацией предприятий и организаций по стандартизации продукции черной металлургии России утвержден новый стандарт СТО АСЧМ 7-93 «Прокат периодического профиля из арматурной стали. Технические требования», в котором приведены требования к арматурной стали классов А400С и А500С, гармонизированные с требованиями международных стандартов ISO 6935-2, европейского EN10080, немецкого стандарта DIN 488 и др. Одновременно с ним появились технические условия ТУ 14-1-5254-94 «Прокат периодического профиля для армирования железобетонных конструкций», по которым Западно-Сибирский металлургический комбинат впервые в России и СНГ начал производить и поставлять арматурную сталь классов прочности А400С, А500С, полностью удовлетворяющую требованиям европейских стандартов.

В 1997-1998 гг. производство термомеханически упрочненной арматурной стали класса А500С начато на Молдавском и Белорусском металлургических заводах. Поставки этой и другой арматурной стали осуществляются в Белоруссии по техническим условиям ТУ РБ 0478771.001-97 «Прокат арматурный горячекатаный и термомеханически упрочненный для железобетонных конструкций». В Украине разработан и введен с 01.01.1999г. государственный стандарт ДСТУ 3760-98 «Прокат арматурный для железобетонных конструкций. Общие технические условия», который соответствует ISO 6934, ISO 6935, EN 10080, DIN 488 в части основных параметров и размеров, химического состава, механических свойств и методов испытаний. С его введением в Украине отменены

ГОСТ 5781–82 на горячекатаный арматурный прокат и ГОСТ 10884–94 на термически упрочненный.

В работах [21–23] приведены результаты анализа тенденций развития производства арматурных сталей различных классов прочности, которые для производителей из стран СНГ в последнее десятилетие смещаются в сторону изготовления арматуры среднего класса прочности с удовлетворительной свариваемостью. Исходя из того, что в настоящее время конечная структура, а соответственно и комплекс свойств металлопроката формируется не только за счет окончательной термической обработки, а совокупностью всех металлургических переделов (в литературе это еще называется критическими факторами металлургического качества [1]) целесообразно знать и использовать наиболее прогрессивные технические решения в каждом технологическом цикле, которые могут повысить рентабельность производства арматуры.

Поэтому, рассматривая производство конкурентоспособной арматуры или других видов проката, следует отметить основные направления в научно–производственной деятельности отрасли, новые разработки в которых позволяют повысить качественный уровень металлопродукции и улучшить экономические показатели производства:

- создание новых экономно–легированных и оптимизация существующих марок сталей;
- улучшение качества жидкого металла и заготовки. Развитие сортопрокатного производства характеризуется устойчивыми тенденциями, направленными на расширение непрерывной разливки, реконструкцию оборудования и усовершенствование технологических процессов производства;
- разработка новых технологических схем производства металлопроката и совершенствование существующих;
- совершенствование сортамента продукции.

В последние десятилетия на ведущих металлургических и машиностроительных предприятиях мира выполнен большой объем исследований, результаты которых используются для повышения качества жидкого металла и заготовки. Основными направлениями деятельности в этой области являются снижение уровня серы, фосфора, газов (прежде всего водорода) и неметаллических включений, что достигается за счет использования внепечной обработки, вакуумирования, непрерывной разливки металла и др.[1]. В работе [24] показано, что технологически приемлемое содержание серы в малокремнистом полуспокойном или спокойном металле для обеспечения требуемого качества литой заготовки при переходе на непрерывную разливку на сортовых МНЛЗ не должно превышать 0,015–0,020% (в зависимости от скорости разливки).

В связи с тем, что на качество металлопродукции существенное влияние может оказывать повышенное содержание водорода, в работе [25] было проанализировано обобщенное состояние этого вопроса примени-

тельно к арматурным сталям. Результаты исследований показывают, что для устранения негативного влияния водорода на уровень служебных характеристик металла термоупрочненной арматуры следует учитывать особенности производства и шире использовать наиболее эффективные меры для снижения его концентрации на различных переделах стали.

Активно ведутся поиски и разработка новых параметров технологии ВТМО, особенно интенсивно совершенствуются параметры разновидности термомеханической обработки – контролируемой прокатки применительно к листовому металлопрокату [26]. Целесообразно использовать полученный в этой области положительный опыт для совершенствования технологии термомеханической обработки и сортового проката, в частности арматуры.

Одним из эффективных способов воздействия на уровень механических свойств металла арматуры при минимальном расходе легирующих элементов является использование бора совместно с сильными КОЭ и РЗМ [27]. К положительным качествам микролегирования сталей бором относятся: увеличение жидкотекучести и уменьшением за счет этого осевой пористости слитка, способность перераспределять вредные примеси в металле и очищать границы зерен, подавлять ликвацию серы, повышать прокаливаемость стали и т.д.

В условиях ГТМК «Криворожсталь» в числе других НИР проводятся также и работы по использованию микролегирования бором на свойства арматуры. В настоящей работе приведены некоторые результаты по исследованию влияния бора на кинетику распада аустенита сталей Ст3 и 20ГТЮР с целью определения эффективных путей стабилизации комплекса механических свойств арматурной стали. Из анализа химических составов сталей, используемых в мировой практике при производстве арматуры класса А400С следует, что основными элементами в этих сталях являются углерод, кремний и марганец [21]. При этом содержание углерода в сталях различных производителей находится в пределах 0,22–0,30%, кремния – 0,5–0,95%, а марганца – 0,5–1,8%. Предельным содержанием углерода в арматурных сталях по нормативным документам многих стран является концентрация 0,22–0,24%, что обусловлено требованиями к хорошей свариваемости металла.

В качестве материала для исследования в работе использовали заготовки для арматуры производства КГТМК «Криворожсталь». При этом был исследован металл по сечению заготовок для производства арматуры из стали Ст3пс и для определения химического состава из заготовок был выбран металл из зон с наименьшей и наибольшей ликвационной неоднородностью (составы 1 и 2 из табл.1). Из этого металла были изготовлены образцы и построены термокинетические диаграммы (ТКД).

Исследования были направлены на изучение кинетики распада аустенита стали Ст3 при содержании углерода, соответствующем верхнему (С–

0,34%) и нижнему (С–0,20%) марочному пределу. Содержание кремния в этих сталях соответствует составу малокремнистых сталей.

Таблица 1. Химический состав сталей, для которых строились ТКД

Марка стали	Химический состав, % по массе					
	С	Mn	Si	S	P	В
СтЗпс	0,34	0,69	0,07	0,028	0,015	–
СтЗпс	0,20	0,68	0,07	0,024	0,010	–
СтЗРсп	0,24	0,61	0,3	0,023	0,012	0,006

Одновременно проводились исследования влияние бора на устойчивость аустенита и кинетику фазовых превращений СтЗРсп (С–0,24%; В–0,006%) при содержании углерода, близкому к нижнему марочному пределу, а кремния, соответствующему максимальному для спокойных сталей. Такой выбор содержания кремния в исследуемой стали диктовался требованиями по степени разупрочнения термоупрочненной арматуры при сварке.

Для исследования совместного влияния микродобавок титана, алюминия и бора на процессы структурообразования была выплавлена лабораторная плавка стали 20ГТЮР, изготовлены образцы, на которых исследована кинетика распада аустенита, проведен контроль микроструктуры и твердости, построена термокинетическая диаграмма. Сравнительный анализ термокинетических диаграмм распада аустенита сталей КСтЗ, СтЗРсп (состав в табл.1) и 20ГТЮР (химический состав приведен в табл. 2) представлен на рис. 4.

Таблица 2

Химический состав исследуемых сталей КстЗ, СтЗР и 20ГТЮР

Марка стали	Содержание компонентов (% масс)										
	С	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	В
20ГТЮР	0,20	1,20	0,26	0,011	0,026	–	–	–	0,07	0,04	0,003
КСтЗ	0,18	0,35	0,21	0,021	0,024	0,06	0,03	0,06	–	–	–

Изучение кинетики распада аустенита проводили методом дифференциально–термического анализа, который дополняли исследованиями микроструктуры и твердости образцов. При проведении работ учитывалась традиционно сложившаяся схема производства арматуры, в составе которой присутствует термическое упрочнение металла с прокатного нагрева, что позволяет уменьшить степень легирования арматурной стали за счет введения бора, при концентрациях кремния, не превышающих содержание его в спокойных сталях, что позволяет повысить устойчивость аустенита и получить ТКД с достаточно свободной зоной промежуточного пре-

вращения. При этом целесообразно исследовать такие стали с пониженным содержанием марганца, который, как известно [21], значительно сильнее снижает пластичность металла по сравнению с кремнием по мере повышения содержания углерода. Кроме того, имеются данные по повышению коррозионной стойкости арматуры при снижении содержания в стали марганца [28].

В работе учитывали влияние горячей пластической деформации на кинетику распада аустенита исследуемых сталей Ст3. Такие условия построения ТКД, как показывает наш опыт и работы других исследователей, наиболее реально отражают кинетику распада аустенита в промышленных условиях [29].

Результаты ранее выполненных нами работ [30–31] по исследованию влияния бора на повышение устойчивости аустенита подтверждают, как и многочисленные работы других исследователей, эффективность бора для повышения прокаливаемости сталей.

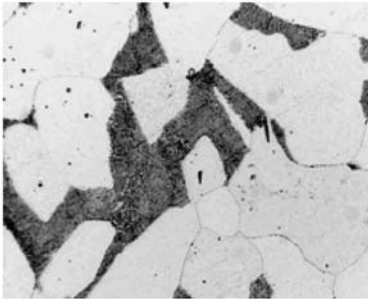
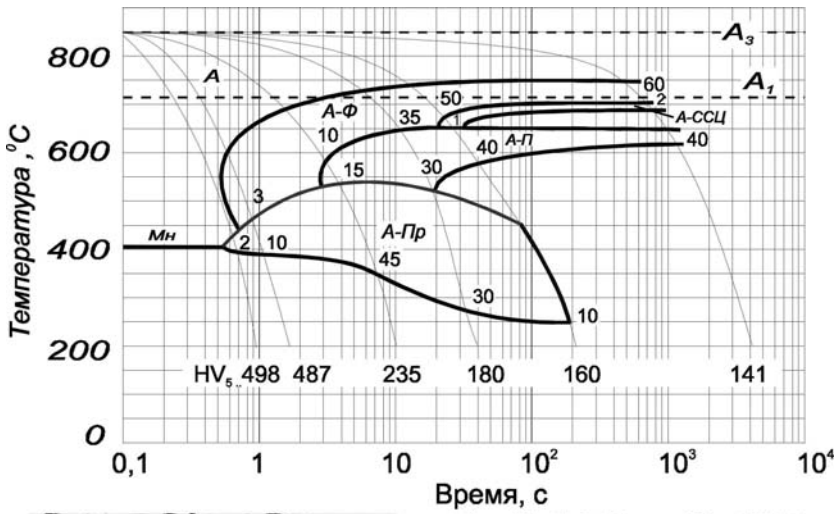
Температура аустенитизации образцов составляла 1200°C . Деформацию образцов проводили в один проход при температуре 1130°C со степенью деформации 35%, что соответствует режимам чистовой прокатки в промышленных условиях [22]. Скорости последеформационного охлаждения изменяли в пределах от $0,15^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $650^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

Диаграммы распада горячедеформированного аустенита стали Ст3 исследованных химических составов приведены на рис. 1 – 3.

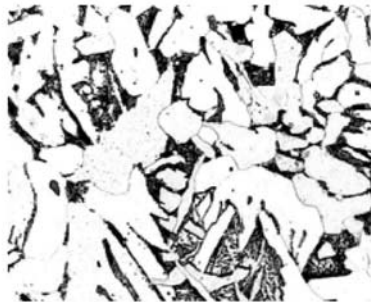
Сравнительный анализ термокинетических диаграмм распада аустенита показывает, что колебания химического состава стали Ст3 в пределах марочного (табл.1) приводят к значимым изменениям в кинетике распада аустенита, а также в микроструктуре и твердости образцов.

Изменение содержания углерода в стали Ст3 от верхнего до нижнего марочного предела (см.рис.1 и 2) приводит к возрастанию критической скорости охлаждения от $540^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $720^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Снижается от 1,1с до 0,5с устойчивость переохлажденного аустенита в области выделения избыточного феррита. Возможно образование до 10% избыточного феррита при скоростях охлаждения порядка $470^{\circ}\text{C}/\text{с}$, что соответствует скоростям охлаждения арматуры диаметром 12 мм в промышленных условиях. Известно, что наличие избыточного феррита в структуре приводит к снижению уровня механических свойств и, в частности, ударной вязкости арматурной стали. Необходимо отметить, что образование избыточного феррита в указанном диапазоне скоростей охлаждения возможно и при содержании элементов на верхнем марочном пределе стали Ст3.

Введение бора (см. рис.3) приводит к увеличению устойчивости аустенита в области образования избыточного феррита, обеспечивая получение бейнито–мартенситной структуры в диапазоне скоростей охлаждения, соответствующих скоростям ускоренного охлаждения арматурной



1



2



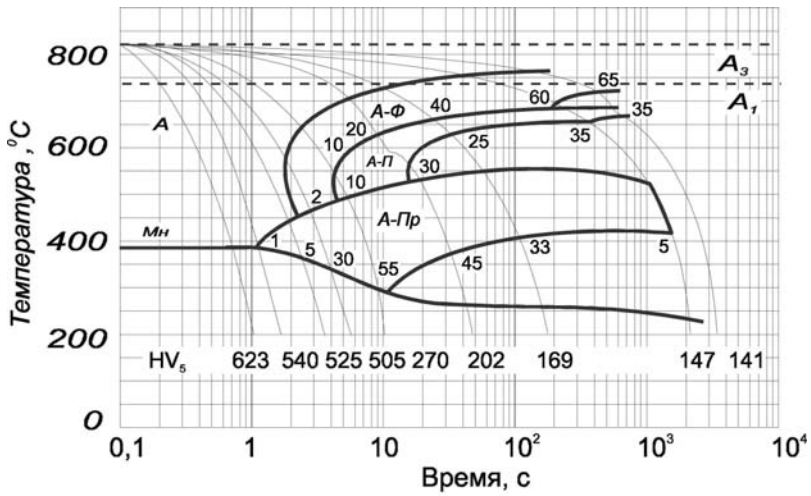
3



4

Рис.1 Диаграмма распада аустенита стали Ст3 при содержании углерода на нижнем марочном пределе и микроструктура образцов, $\times 1000$; скорости охлаждения после деформации:

1 - 0,18°С/с; 2 - 2,8°С/с; 3 - 93°С/с; 4 - 650°С/с.



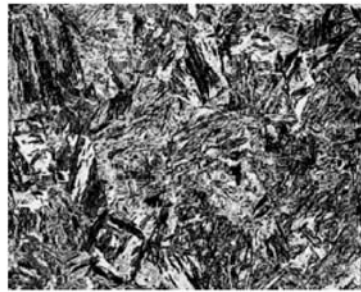
1



2



3



4

Рис.3 Диаграмма распада аустенита стали Ст3 микролегирование бором при содержании углерода на среднем уровне и микроструктура образцов, $\times 1000$; скорости охлаждения после деформации:
1 - $0,16^\circ\text{C}/\text{с}$; 2 - $2,8^\circ\text{C}/\text{с}$; 3 - $89^\circ\text{C}/\text{с}$; 4 - $600^\circ\text{C}/\text{с}$.

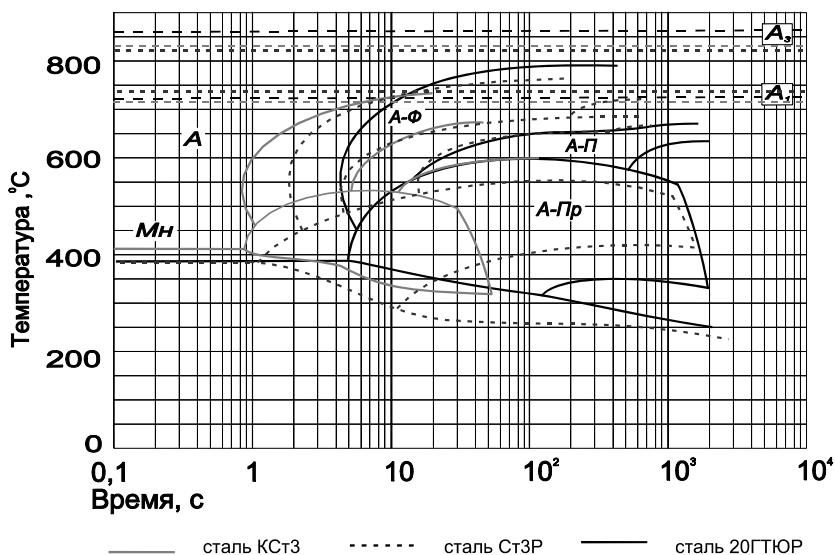


Рис. 4 Сравнительный анализ диаграмм распада аустенита сталей КСтЗ, СтЗРсп, и 20ГТЮР.

стали в промышленных условиях. Это подтверждается и данными других работ. Анализ ТКД показывает, что введение бора в исследуемые стали уменьшает долю перлита и увеличивает содержание бейнита в структуре металла. Повышается температурный интервал образования бейнита. Продукты промежуточного превращения имеют зернистую морфологию карбидной фазы. Наблюдается образование бейнита после горячей деформации при скоростях охлаждения менее $3^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

Введение бора в сталь СтЗРсп с содержанием углерода ближе к нижнему (в пределах марочного) повышает твердость продуктов превращения по сравнению с образцами стали СтЗпс с содержанием углерода на верхнем марочном уровне. При этом следует отметить, что содержание марганца в исследуемой стали с бором (СтЗРсп) находилось на уровне, близком к нижнему марочному в соответствии со стандартами на химический состав арматурных сталей класса А400С, используемыми в мировой практике [23].

Повышение устойчивости аустенита в феррито–перлитной области под влиянием бора соответствует результатам работ по исследованию кинетики распада аустенита арматурных сталей с содержанием кремния более 0,8% и содержащих бор в пределах 0,0011–0,005% [28].

Для сталей КСтЗ и 20ГТЮР термокинетические диаграммы строились с отдельного нагрева (т.е. без деформации). Анализ ТКД показал, что комбинированное легирование малыми добавками бора, марганца, титана

и алюминия расширяет температурный интервал промежуточной области и повышает верхнюю температурную границу образования бейнитных структур с 530°C у стали КСт3 без добавок, до 600°C у комплекснолегированной стали 20ГТЮР (рис. 4).

В стали КСт3 структуры промежуточных превращений наблюдаются при минимальных скоростях охлаждения порядка 10°C/с, а в стали 20ГТЮР при минимальных скоростях охлаждения порядка 0.5°C/с. Возрастает устойчивость *переохлажденного* аустенита: мартенситная структура образуется в стали КСт3 без бора при скорости охлаждения 490°C/с, а в стали 20ГТЮР – при 100°C/с. Минимальное время до начала образования феррита при охлаждении составляет у стали КСт3 – 0,6 секунд а в стали 20ГТЮР – 4секунды. Образование перлита наблюдается в стали КСт3 при скоростях охлаждения до 90°C/с, а в стали 20ГТЮР – до 25°C/с.

Таким образом, исследования наглядно подтверждают эффективность выбранного направления исследования с целью оптимизации процесса структурообразования и получения более высокого уровня прочности в металле арматуры за счет введения бора в сочетании с малыми добавками других легирующих элементов. Это позволяет увеличить количество продуктов промежуточного превращения в структуре арматурной стали, снижает технологическую максимальную скорость охлаждения проката, что позволяет увеличить диаметр профиля высокопрочной арматурной стали при неизменных условиях охлаждения. Эта тенденция предпочтительного легирования сталей малыми добавками большого числа легирующих элементов четко прослеживается и в мировой практике при производстве высокопрочных изделий. Подтверждается целесообразность проведения исследований по модифицированию арматурной стали ультрадисперсными порошками соединений титана, бора, кремния с термовременной обработкой, что может позволить совместить процесс модифицирования с микролегированием сталей.

1. *Сталь на рубеже столетий.* Под научн. ред. Ю.С. Карабасова, М.: МИСИС, 2001.–664С
2. Деев В.Б., Феоктистов А.В., Селянин И.Ф. Специальная обработка расплавов с целью уничтожения отрицательной наследственности шихты. // Актуальные проблемы электрометаллургии стали и ферросплавов. Сб. н. труд. юбил. Всероссийской н.–п. Конфер. 17–18 мая 2001г. – СибГИУ: –Новокузнецк, 2001.– С.112–114
3. Лубяной Д.А. Выплавка чугуна в электропечах. // Актуальные проблемы электрометаллургии стали и ферросплавов. Сб. н. труд. юбил. Всероссийской н.–п. Конфер. 17–18 мая 2001г. – СибГИУ: –Новокузнецк, 2001.– С.109–111
4. *Освоение технологии* производства цельнолитых чугунных прокатных валков на ОАО «ЗСМК»./ Дробышев А.Н., Федоренко Е.М. Киселев Ю.И. и др. //«Металлургия на пороге XXI века: Достижения и прогнозы». Матер. Всесоюзн. н.–п. конф., 9–12 октября 2000г.– СибГИУ: Новокузнецк, 2000.– С.96

5. *Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов/ В.П.Сабуров, А.Н.Черепанов, М.Ф.Жуков и др. // Низкотемпературная плазма.Т.12. – Новосибирск;Наука, Сиб.изд.фирма РАН, 1955.– 344 с ().*
6. Калинин В.Т. Теплофизические и кристаллизационные процессы при модифицировании Fe–C расплавов синтезированными ультрадисперсными модификаторами. //Сб. н. тр. Строительство, материаловедение, машиностроение, серия «Стародубовские чтения–2001», вып.10. – Днепропетровск, ПГАСА, 2000. – С.91–92
7. *Упрочнение отливок из стали и сплавов с помощью ультрадисперсных порошков / А.Н.Черепанов, В.А.Полубояров, В.П.Колпак и др.// Строительство, материаловедение, машиностроение, сб. научн. тр., серия «Стародубовские чтения–2001», вып.12. – Днепропетровск, ПГАСА, 2002. – С.107–109*
8. *Колпак В.П., Дмитриенко В.И, Бобров Б.Ю и др. Влияние барий–стронциевого карбоната на структуру и свойства стали 25Г2С. //Сб.н.тр. Строительство,материаловедение, машиностроение, серия «Стародубовские чтения–2001», вып.10. – Днепропетровск, ПГАСА, 2000. – С.89–91*
9. *Кондратюк С.Е. Пути повышения свойств литых сталей легированием и термической обработкой. – Киев, Общ. «Знание» УССР,1983. – 16 с.*
10. *Применение металлургических ресурсосберегающих технологий для повышения качества продукции машиностроения. /Ю.Ф.Шульгин, Д.А.Лубяной, А.А.Бондарев, В.И.Брыляков и др. //Металлургия на пороге XXI века: Достижения и прогнозы. Матер. Всесоюзн.н.–п. конф., 9–12 октября 2000г. – СибГИУ: Новокузнецк, 2000. – С.22–24*
11. *Шульгин Ю.Ф., Лубяной Д.А., Селянин И.Ф. Комплексная технология получения хромистых чугунов и сталей при производстве отливок. //Актуальные проблемы электрометаллургии стали и ферросплавов. Сб. н. труд. юбил. Всероссийской н.–п. Конфер. 17–18 мая 2001г. – СибГИУ: –Новокузнецк, 2001.– С.111–112*
12. *Феокистов А.В., Деев В.Б., Селянин И.Ф. Повышение износостойкости белых легированных чугунов. //Актуальные проблемы электрометаллургии стали и ферросплавов. Сб. н. труд. Юбил .Всероссийской н.–п. Конфер. 17–18 мая 2001г., СибГИУ: – Новокузнецк, 2001. – С.50–51*
13. *Лубяной Д.А., Шульгин Ю.Ф., Свердлов С.Г. Результаты внедрения ресурсосберегающих технологий для переработки чугунного лома в машиностроении. Актуальные проблемы электрометаллургии стали и ферросплавов. //Сб. н. труд. юбил. Всероссийской н.–п. Конфер. 17–18 мая 2001г., СибГИУ: – Новокузнецк, 2001. – С.104–105*
14. *Хайстеркамп Ф., Хулка К, Матросов Ю.И. и др. Ниобийсодержащие низколегированные стали.–М.: СП ИНТЕРМЕТ ИНЖИНИРИНГ, 1999. – 94с.*
15. *Патент США 6273968 от 14 августа 2001г. С22С038\18; С21D 009\00. Томас Гарец. , Низкоуглеродистые стали с превосходными механическими и коррозионными свойствами и процесс их изготовления.*
16. *Разработка технологии термической обработки сталей с прокатного нагрева /К.Ф.Стародубов, В.М.Ивашенко, Ю.З.Барковский и др. //Черная металлургия, сер.12,Черметинформация,–1966. – Вып.8. – 12с*
17. *Термическое упрочнение проката /К.Ф.Стародубов, И.Г.Узлов, В.Я.Савенков и др. –М.: Металлургия, 1970.– 368с*

18. Узлов И.Г. Эффективность деформационно–термической обработки углеродистых и экономнолегированных сталей // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1998. – №1. – С.41–45
19. Тушинский Л.И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов. – Новосибирск: Наука, 1990. – 306 с.
20. Гладиштейн Л.И., Литвиненко Д.А. Высокопрочная строительная сталь. – М.: Металлургия, 1972. – 240 с.
21. Высокопрочная арматурная сталь./ А.А.Кугушин, И.Г.Узлов, В.В.Калмыков и др. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.
22. Мадатян С.А. Стержневая арматура железобетонных конструкций /Обзорная информация/. – М.:ВНИИТПИ, 1991. – 75 с.
23. Малокремнистые арматурные стали повышенной прочности /В.А.Вихлещук, Н.М.Омесь, В.А.Ничепоренко и др. – Киев, Наукова думка, 1999. – 152 с.
24. Евтеев Д.П., Колыбалов И.Н. Непрерывное литье стали. –М.:Металлургия, 1984. – 200с
25. Высокопрочная арматура и перспективы совершенствования ее производства / Ю.Н. Таран, В.А. Шеремет, Л.Н. Дейнеко, и др. // Новини науки Придніпров'я. – 2002. – №6. – С.
26. Дейнеко Л.Н., Большаков В.И. Термическое упрочнение соединительных деталей магистральных трубопроводов.
27. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. Борсодержащие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1986. – 192 с.
28. Прилепский Ю.В. Разработка и исследование свойств новой экономнолегированной термически упрочняемой арматурной стали, стойкой против коррозионного растрескивания. Автореферат диссерт.канд.техн.наук, Донецк, 1985.– 22 с.
29. Исследование влияния технологических параметров на кинетику распада аустенита стали 08Г2С. /Л.Н.Дейнеко, А.П.Клименко, Ю.П.Гуль, А.И.Карнаух //В сб.н.тр. «Строительство, материаловедение, машиностроение», вып.15, часть 1 «Материаловедение». – Днепропетровск, 2002. – С.106–111.
30. Долженков И.Е., Гончаренко Т.Ю., Клименко А.П. //Известия вузов. Черная металлургия. – 1985. – №11. – С.140.
31. Долженков И.Е., Клименко А.П., Бойко О.В., Гончаренко Т.Ю. Исследование кинетики распада аустенита стали 36ХТР //Металлургическая и горнорудная промышленность. – №4. – 1985. – С.39–40.