

1. Резисторы, величина сопротивления которых пропорциональна протекающему через них току. Наличие таких резисторов позволит не прибегать к линеаризации уравнений гидравлики и иметь на модели одинаковые константы подобия для установившегося и переходного процессов.

2. Разработка источников напряжения, допускающих протекание через них тока в прямом и обратном направлениях и обладающих весьма малым внутренним сопротивлением, что позволит моделировать градиент гидростатического давления при любом направлении скорости жидкости в трубопроводе.

3. Разработка конденсаторов, допускающих в прямой полуволне зарядку до любого положительного напряжения, а в обратной – до ограниченного (небольшого по модулю) отрицательного напряжения. Наличие таких конденсаторов обеспечит возможность моделирования кавитации.

4. Электронный ключ, время срабатывания которого может варьироваться от 3 – 40 мкс, а сопротивление за этот период нарастать от нуля до бесконечности по заданному закону.

5. Возможность удобного варьирования параметров погонных элементов модели: сопротивления, резисторов, емкости конденсаторов, индуктивности, дросселей, напряжения источников напряжения.

6. Сопряжение аналоговой электрической модели с современным компьютером, что позволит не только упростить снятие и фиксацию результатов измерений, но и снять некоторые количественные ограничения, обусловленные применением осциллографа для наблюдения переходного процесса (в частности, не привязываться к минимальной частоте переключения электромагнитного ключа).

Эти разнородные вопросы в принципе могут быть решены специалистами фирм разного профиля, причем каждое решение может найти самостоятельное применение помимо использования в специальных электрических моделях.

Кроме того такое направление исследований открывает возможность разработки как в гидравлике, так и в электро-радиотехнике новых устройств, принципы работы которых основаны на использовании нестационарных процессов.

ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Тетельбаум И. М. Электрическое моделирование. – М. : Машгиз, 1959. – 74 с.
2. Фомин А. К. Электрическая модель гидроэнергетической установки / Сб. стат. научн. студенческого общества МЭИ. – М. : ГЭИ, 1955. – № 5. – С. 212 – 240.
3. Фильчиков П. Ф. Интеграторы ЭГДА. Моделирование потенциальных полей на электропроводной бумаге / П. Ф. Фильчиков, В. И. Панчишин. – К. : Техіка, 1961. – 171 с.

УДК 669. 15-194

ПОЛИГОНИЗАЦИЯ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В АУСТЕНИТЕ И ФЕРРИТЕ ПРИ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Д. В. Лаухин, д. т. н., с. н. с.

Ключевые слова: *микролегированная сталь, контролируемая прокатка, листовой прокат, структура, субструктура, полигональные границы*

Введение. Интерес к высотному строительству постоянно растет, это связано в первую очередь с тем, что современное строительство ведется, как правило, в уже застроенных центральных районах городов, где стоимость земли велика, а площади, пригодные для возведения зданий, малы. Строительство новых высотных зданий предполагает использование стального каркаса, поскольку здания, исполненные только в железобетоне, имеют весьма значительные ограничения по этажности.

Анализ публикаций. Строительство нового жилья возможно не только на новых площадках, но и в застроенных районах путем надстройки многих этажей над уже существующими зданиями. Такая надстройка выполняется из каркаса, который, опираясь на

собственные фундаменты, опоясывает старое здание, не передавая на него собственных нагрузок [1].

Экономически целесообразно выбирать в качестве материала для таких каркасов высокопрочный экономнолегированный металлопрокат [2; 3]. Применение высокопрочных сталей позволяет осуществлять надстройки существующих зданий большей этажностью, поскольку стальные каркасы во много раз легче железобетонных, просты в исполнении и позволяют вести монтаж крупными блоками, что сокращает общий срок строительства и приводит к снижению цены за 1 м² жилой площади [4].

Исходя из изложенного, строительство современных высотных зданий или большепролетных сооружений невозможно без применения высокопрочного, хорошо свариваемого и дешевого металлопроката.

Необходимо отметить, что стали, которые в настоящее время используются в строительстве, не в полной мере соответствуют требованиям, предъявляемым к материалу для современных каркасов высотных зданий или большепролетных сооружений. В первую очередь, толстолистовой металлопрокат, производимый отечественными металлургическими комбинатами, имеет большой разброс прочностных и пластических свойств вдоль, поперек и по толщине проката. Разница в значениях прочностных характеристик вдоль прокатки по сравнению с Z-направлением может достигать 8...10 раз. Такой разброс значений прочностных и пластических характеристик является следствием формирования грубой ферритно-перлитной полосчатости в толстом листе после горячей деформации [5]. Такая структурная неоднородность, в комплексе с формированием зоны осевой ликвации приводит к анизотропии механических свойств, а в дальнейшем – к расслою. Второй немаловажной проблемой, которая возникает с увеличением толщины проката, является снижение значений ударной вязкости, в частности, при пониженных температурах.

Использование высокопрочного металла в готовых изделиях на внутреннем строительном рынке позволит стабилизировать экономическое положение и снизить зависимость металлургических комбинатов Украины от стран-импортеров толстого листа как материала для магистральных трубопроводов.

Цель статьи: сформировать в толстолистовом металлопрокате такое структурное состояние, которое обеспечит требуемые современной строительной индустрией прочностные и эксплуатационные свойства.

Для достижения указанной цели в работе поставлены следующие основные задачи, решение которых позволит достоверно и всесторонне оценить влияние температурно-деформационных параметров прокатки и последеформационного охлаждения на формирование структуры и тонкой структуры низкоуглеродистых микрелегированных сталей:

- определить влияние температуры нагрева заготовки на размеры исходного аустенитного зерна перед горячей деформацией;
- исследовать развитие структуры и субструктуры аустенита при горячей деформации методом моделирования на стали, которая сохраняет устойчивую аустенитную структуру при охлаждении от температур горячей прокатки до комнатной температуры;
- установить параметры субструктуры аустенита: размеры субзерен и углов разориентации на малоугловых полигональных границах, а также условия прохождения статической рекристаллизации после горячей деформации;
- проанализировать структуру границ феррита в концепции решеток совпадающих узлов, которые сформируются в межкритическом интервале температур прокатки толстого листа из низкоуглеродистых сталей.

Материалы и методы. Световая количественная и качественная микроскопия, трансмиссионная дифракционная электронная микроскопия и микродифракции, сканирующая электронная микроскопия, энергодисперсионный рентгеновский и стереографический анализы, статические и динамические механические испытания, статистические методы обработки экспериментальных данных.

Результаты и их обсуждение. Наиболее прогрессивной современной технологией получения высоких механических свойств в толстолистовом металлопрокате за счет формирования развитой субструктуры аустенита, а затем – при температурах межкритического интервала – и феррита, является разновидность термомеханической обработки – контролируемая прокатка [5]. Процесс контролируемой прокатки включает в себя многостадийную контролируемую горячую деформацию аустенита и продуктов его

превращения. Анализ литературных источников показал, что даже небольшие отклонения от технологического режима горячей деформации оказывают значительное влияние на кинетику фазового превращения, формирование структуры продуктов распада аустенита и, как следствие, на эксплуатационные свойства готовой продукции [6 – 9; 11].

На рисунке 1 представлена схема проведенных экспериментальных исследований по определению структурных изменений в процессе горячей деформации металла с привязкой к процессу контролируемой прокатки.

Температура нагрева под прокатку (участок 1, рис. 1) оказывает значительное влияние на конечную структуру и механические свойства толстого листа [6 – 9; 13]. С целью определения размера зерна аустенита перед горячей деформацией были проведены исследования влияния исходного размера аустенитного зерна на конечную микроструктуру низкоуглеродистых строительных сталей. Для этого в лабораторных условиях проведен эксперимент по следующей схеме: нагрев заготовок до температур 950, 1 000, 1 050, 1 100 и 1 200°C → выдержка в течение 4 часов → стоп-закалка в масле.

Проведенные светооптические исследования позволили определить влияние исходной структуры аустенита на соотношение конечных структурных составляющих. Показано, что различия в морфологии продуктов распада аустенита по сечению образца незначительны. Некоторое отличие наблюдалась в количестве первичного (аллотриоморфного по классификации Дюбе [12]) доэвтектоидного феррита, выделившегося на начальных стадиях распада аустенита. Однако количество феррита существенно зависит от температуры аустенитизации, что является следствием заметного увеличения удельной площади границ аустенита при уменьшении размеров γ -зерна.

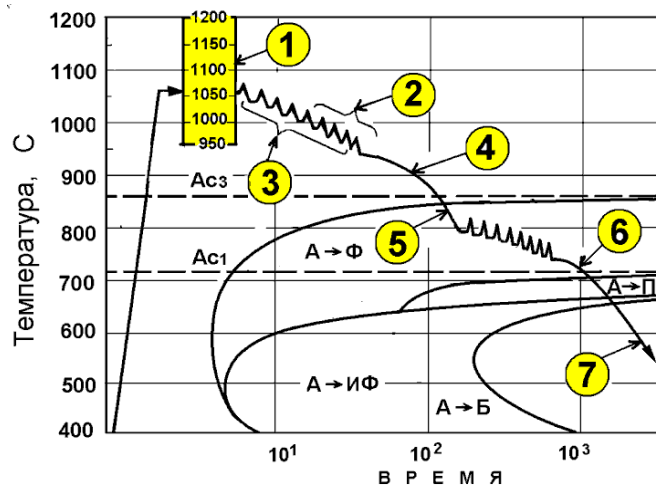


Рис. 1. Технологическая схема прокатки толстого листа методом контролируемой прокатки

Для оценки количественных и качественных преобразований в структуре аустенита, которые происходят непосредственно во время деформации (участок 2 и 3) и в последеформационный период (участок 4), продолжающийся до начала прокатки в чистой клетке (участок 5), была проведена горячая деформация образцов аустенитной стали 08X18N10T в условиях, имитирующих реальные режимы заводской технологии.

Электронномикроскопическими исследованиями показано, что до деформации сталь имела равновесную структуру аустенита, средний размер зерна составлял 40...60 мкм, плотность дислокаций $\rho = 5 \cdot 10^{11} \text{ м}^{-2}$ (рис. 2, а). При сравнительно малых степенях деформации ($\epsilon = 28 \%$) плотность дислокаций возрастает до $\rho = 5 \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$. Они образуют, в основном, четкие границы субзерен, внутренние объемы которых почти свободны от дислокаций (рис. 2, б).

По мере увеличения деформации субзерна приобретают удлиненную форму, вытягиваясь в направлении прокатки. Повышение степени деформации до ($\epsilon = 76 \%$, рис. 4, в) создает в аустените отчетливую текстурированную субзеренную структуру с четкими малоугловыми границами, отдельные дислокации в них не определяются.

Установлено, что релаксационный процесс, протекающий на дислокационном и зернограницном уровнях при деформации и в междеформационных паузах, способствует

стабілізації зёрненої і субзёрненої структури, яка зберігається в течение всего последеформационного периода, вплоть до начала развития статической рекристаллизации.

Причем скорость развития статической рекристаллизации сравнительно невысока, например, после выдержки в течение 120 секунд при 1 050°C параметры субструктуры почти такие же, как и сразу после деформации: угол разориентации θ составляет около 5,3° при среднем диаметре субзёрен 2,7 мкм (рис. 2, б). По мере увеличения выдержки до 300 секунд углы θ уменьшаются до 2,1°, размер субзёрен возрастает до 5,1 мкм, рекристаллизация развивается на 35... 50 %, (рис. 2, г).

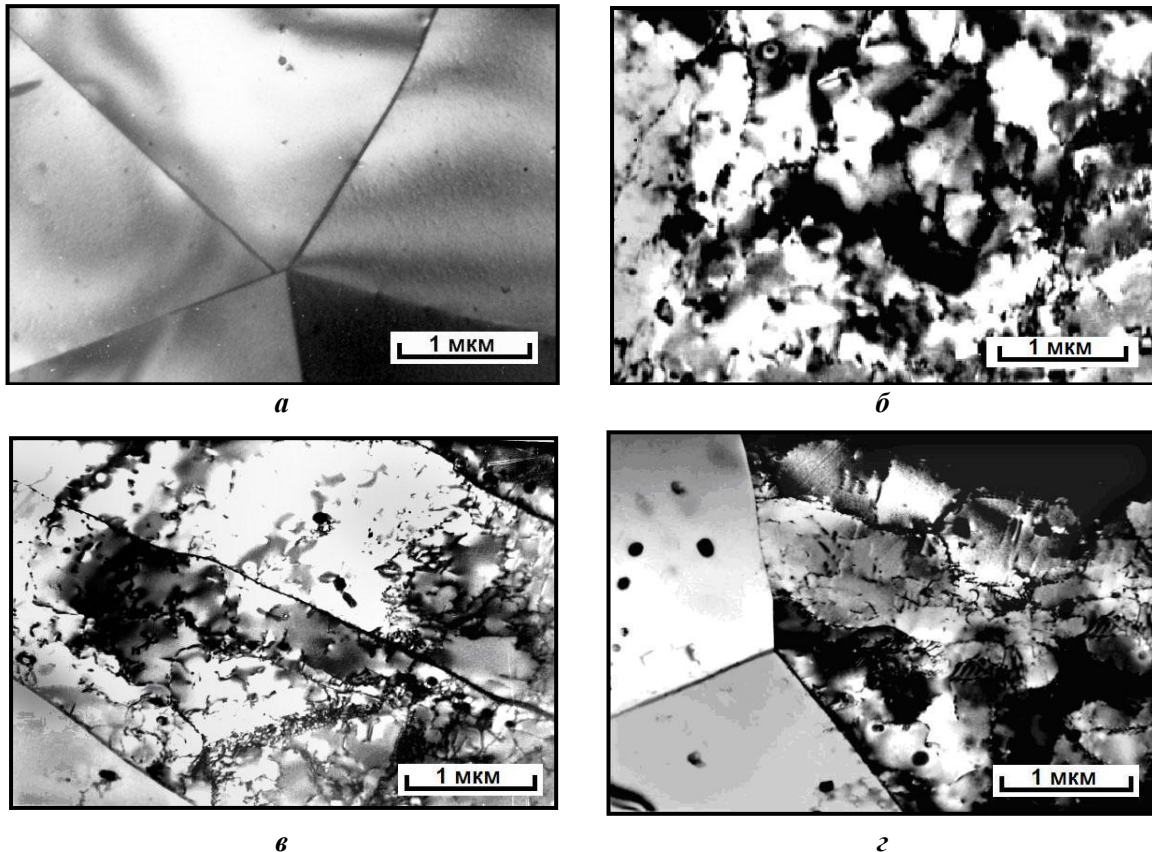


Рис. 2. Структура стали 08X18N10T после нагрева до температуры 1 050°C, выдержки и последующей деформации: а – $\varepsilon = 0\%$; б – $\varepsilon = 28\%$; в – $\varepsilon = 76\%$ с последующим охлаждением на воздухе $\tau = 120$ с; г – $\varepsilon = 76\%$, $\tau = 300$ с.

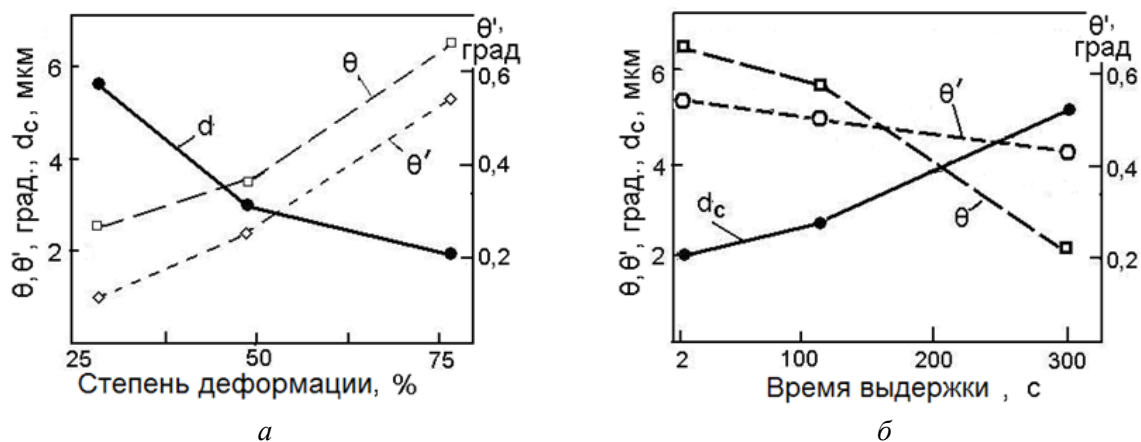


Рис. 3. Параметры субструктуры аустенита в зависимости от: а – степени деформации при 950 ... 1 050°C; б – длительности последеформационной выдержки на воздухе

Результаты электронномикроскопических исследований подтверждаются количественными данными, полученными путем микродифракционного определения среднего

угла разориентации θ на интервале 7 мкм (размер селекторного диафрагмы), а также угла θ' , который приходится на одну субграницу. Они свидетельствуют о том, что характеристики субструктуры в первую очередь зависят от степени деформации. Разориентация на границах субзерен с увеличением степени деформации возрастает (рис. 3, а), а после её окончания постепенно снижается (рис. 3, б).

Таким образом, уточнены теоретические представления о формировании полигональной структуры горячей деформации и получены количественные данные о таких параметрах полигонизации как средний диаметр полигонов и угол разориентации на средней субгранице, которые ранее не были измерены.

Опираясь на полученные результаты, авторы провели аналогичные исследования на низкоуглеродистых низколегированных сталях.

Перед началом $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения структура аустенита может быть представлена теоретически как скопление многочисленных, разделенных полигональными границами субзерен, среди которых есть отдельные, сравнительно крупные кристаллиты. Если создать условия для повышения устойчивости такой полигонизованной субструктуры, то она будет способствовать общему измельчению конечной зеренной структуры и повышению как прочностных, так и пластических свойств готового проката.

После окончания деформации в чистой клетке на участке 6 рисунка 1 в структуре металла наблюдаются многочисленные полигональные малоугловые границы между кристаллитами.

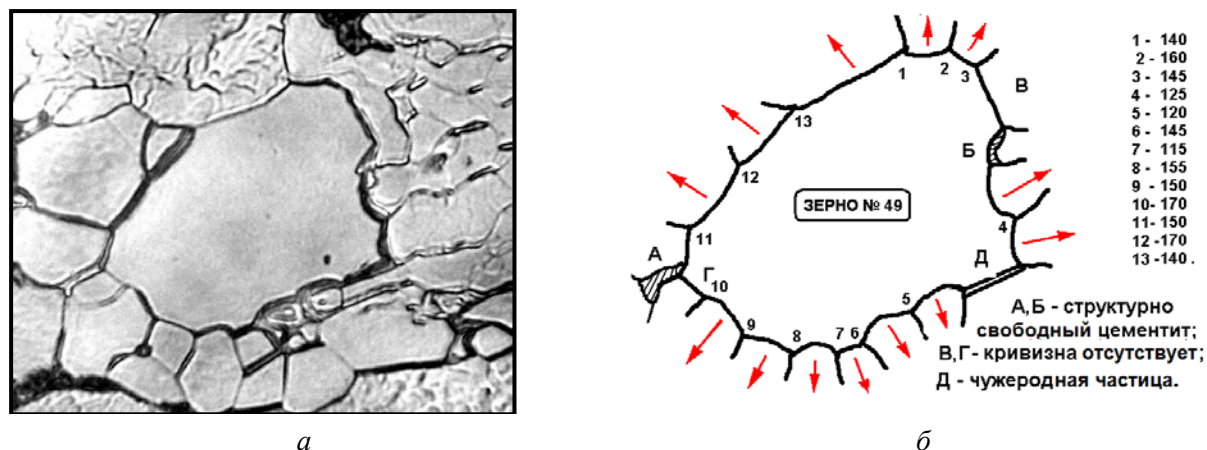


Рис. 4. Субзерно-потенциальный зародыш рекристаллизации (а) и его карта-схема (б)

После измерения углов, лежащих напротив внешних границ, анализировали кривизну каждого сегмента границы, отмечая на схеме (рис. 4, б) стрелками, указывающими направление на центр кривизны.

В таком виде карта-схема наглядно предоставляет возможность ответить на вопрос, увеличивается или уменьшается площадь зерна. Можно сделать вывод, что рассматриваемый кристаллит (зерно № 49, рис. 4, б) увеличивается в размерах и является зародышем рекристаллизации.

Гистограммы распределения углов сравнивали с распределением их в обычной равновесной зернограницной структуре, гистограмма распределения углов в тройных стыках имеет моду в районе 120 градусов. Такое распределение характерно для однородного зерна в материале, который имеет однородное распределение границ с почти одинаковой избыточной энергией.

Как видно на рисунке 4, а, углы, противоположные к внешним границам, преимущественно близки к 180° , следовательно, эти границы имеют слабое натяжение, поэтому относятся к низкоэнергетическим, малоугловым.

На гистограмме (рис. 5) наблюдается бимодальное распределение углов, большое число которых подтверждает достоверность полученных результатов.

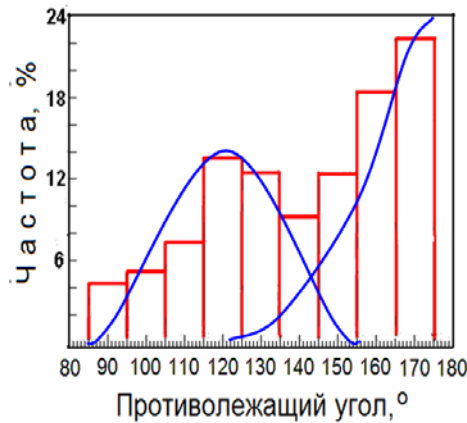


Рис. 5. Гистограмма распределения углов в тройных стыках зерен

Анализ этой гистограммы показывает, что подавляющее количество окружающих границ имеет малую удельную поверхностную энергию, свойственную малоугловым субзерненным границам, в то время как его собственные границы могут быть как мало-, так и большеугловыми. Это свидетельствует о том, что эти зерна способны к увеличению своего объема, т. е. подтверждает, что во всех рассмотренных случаях зародыши имеют несколько увеличенную энергию границ, которыми они окантованы, в то время как внешние границы, сформированные при горячей деформации, являются полигональными малоугловыми с низкой свободной энергией.

Таким образом, проведенные теоретические и экспериментальные исследования в рассмотренных интервалах технологии контролируемой прокатки (см. рис. 1) позволили установить взаимосвязь между температурно-деформационными параметрами технологического процесса и особенностями формирования структур полигонизации и рекристаллизации в аустените и феррите в толстолистовом металлопрокате. На базе этих исследований становится возможным более рациональное использование скрытых ресурсов контролируемой прокатки. Выявленные взаимосвязи открывают перспективы более рационального использования потенциальных ресурсов технологии контролируемой прокатки, в частности, для получения равнопрочного, отвечающего современным строительным требованиям листового проката в широком диапазоне толщин.

Выводы. 1. Главной научной идеей, которая может быть положена в основу разработки новых технологических режимов, повышающих прочностные свойства готового проката без значительного снижения пластических характеристик, является принцип сохранения полигонизованной структуры горячедеформированного аустенита, формирующейся к моменту окончания процесса деформации.

2. При горячей деформации формируется развитая субзерненная структура аустенита, которая после суммарной деформации $\varepsilon = 30...75\%$ характеризуется средним размером субзерен около 2 мкм и разориентацией $\approx 0,5^\circ$ на одной субгранице.

3. Установлена прямая зависимость величины максимального угла разориентации субзерен (θ) от степени деформации (ε), которая имеет вид: $\theta = k \cdot \varepsilon$, где k равен $0,10^\circ / \%$.

4. Полигональная субструктура аустенита сохраняется длительное время (до 300 с) в процессе последеформационной выдержки.

5. Впервые установлено наличие специальных низкоэнергетических границ в ферритной составляющей малоперлитных строительных сталей.

6. На основе анализа энергетического состава внутрифазных границ в феррите показана их связь с механическими свойствами металлопроката.

7. В горячедеформированном полигонизованном феррите выявлены конфигурации границ субзерен, способных к образованию зародышей рекристаллизации.

ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Жербин М. М. Высокопрочные строительные стали (характеристики, область применения, расчет и проектирование) / М. М. Жербин. – К. : Будівельник, 1974. – 160 с.

2. Экономические предпосылки применения стали повышенной прочности при реконструкции зданий первых массовых серий / В. И. Большаков, О. Ю. Щеглова, Д. А. Вязовая // Матеріалознавство та термічна обробка матеріалів. – 2003. – № 2 – 3 – С. 40 – 45.
3. Обоснование выбора материала для строительных металлических конструкций / В. И. Большаков, Г. М. Воробьев, Д. В. Лаухин [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2008. – Вып. 45. – Ч. 3. – С. 116 – 122.
4. **Большаков В. И.** Использование сталей повышенной прочности в новом высотном строительстве и реконструкции / В. И. Большаков, О. В. Разумова. – Д. : Пороги, – 2008. – 216 с.
5. **Погоржельский В. И.** Контролируемая прокатка / В. И. Погоржельский, Д. А. Литвиненко, Ю. А. Матросов, А. В. Иваницкий. – М. : Металлургия, 1979. – 183 с.
6. **Матросов Ю. И.** Рекристаллизация аустенита в низкоуглеродистых сталях с карбонитридным упрочнением / Ю. И. Матросов, В. Н. Филимонов, М. Л. Бернштейн // Известия вузов. Металлы. – 1981. – № 6. – С. 96 – 102.
7. **Djaic R., Jonas J. J.** Static recrystallization of austenite between intervals of hot working // J. Iron and Steel Inst., 1972. – V. 210. – Н. 256 – 261.
8. **Большаков В. И.** Формирование субструктуры при многократной горячей деформации аустенита / В. И. Большаков, А. Н. Тихонюк, Г. Д. Сухомлин, О. Ю. Миронова // Дн-вск., ПГАСА, Наук. инф. журнал. металознавство та термічна обробка матеріалів – 1999. – № 3. – С. 41 – 47.
9. **Бернштейн М. Л.** Термомеханическая обработка стали // М. : Металлургия, 1968. – 1039 с.
10. **Škarek, K. Čiha.** Сравнительные исследования и оценка способов определения величины зерна аустенита. – М. : Neue Hitte, 1961. – № 5. – С. 301 – 309.
11. **DeArdo A. J.** Modern thermomechanical processing of microalloyed steel // Microalloying'95. – 1995. – P. 15 – 35.
12. **Dube C. A., Aaronson H. I. and Mehl R. F.** La formation de ferrite proeutectoide dans les aciers au carbone. Rev. Met., Paris, 1958. – V. 55, – P. 201 – 210.
13. **Балманукян Г. Е.** Влияние режимов высокотемпературной термомеханической обработки и последеформационной выдержки аустенита на механические свойства конструкционной стали / Г. Е. Балманукян, А. Б. Бухвалов, В. Д. Садовский, В. Д. Смирнов // ФММ – 1977. – Т. 44. – Вып. 6 – С. 1262 – 1269.
14. **Мак Лин Д.** Границы зерен в металлах: пер. с англ. / Под ред. М. Л. Бернштейна и А. Г. Рахштадта. – М. : Металлургиздат, 1960. – 322 с.
15. **Копецкий Ч. В., Орлов А. Н., Фионова Л. К.** Границы зерен в чистых материалах. – М. : Наука, 1987. – 160 с.