

УДК 621.745.55:669.017.3:669.227.33

ПОЛИГОНИЗАЦИОННАЯ КОНТРОЛИРУЕМАЯ ПРОКАТКА ТОЛСТЫХ ЛИСТОВ

*Большаков В.И., Сухомлин Г.Д., Лаухин Д.В., Мурашкин А.В., Носенко О.П.,
Котова Л.И., Бекетов А.В.*

Предложена технология изготовления толстых листов, основанная на создании и сохранении устойчивой полигонизованной структуры горячедеформированного аустенита, которая инициирует образование многочисленных зародышей доэвтектоидного феррита при снижении температуры деформации в область межкритического интервала. Чистовая прокатка дополнительно повышает дисперсность конечной структуры, снижает феррито-перлитную полосчатость и улучшает механические свойства толстолистового проката (в том числе в Z-направлении) из низкоуглеродистых сталей. Новая технология названа полигонизационной контролируемой прокаткой и позволяет наряду с рекристаллизационной и нормализационной прокатками более эффективно использовать механизмы наследования дефектов при термомеханической обработке металлов, и является расширением возможностей традиционной контролируемой прокатки.

Запропоновано технологію виготовлення товстих листів, яка заснована на створенні і збереженні стійкої полігонізованої структури гарячедеформованого аустеніту, яка ініціює утворення численних зародків доевтектоїдного фериту при зниженні температури деформації в область міжкритичного інтервалу. Чистова прокатка додатково підвищує дисперсність кінцевої структури, знижує феррито-перлітну полосчатість і покращує механічні властивості товстолистового прокату (у тому числі в Z-напрямку) з низьковуглецевих сталей. Нова технологія названа полігонізаційною контрольованою прокаткою і дозволяє поряд з рекристалізаційною і нормалізаційною прокатками більш ефективно використовувати механізми спадкування дефектів при термомеханічній обробки металів, і є розширенням можливостей традиційної контрольованої прокатки.

The technology of production of plates, based on creating and maintaining a stable structure polygonized hot deformed austenite, which initiates the formation of multiple embryos hypoeutectoid ferrite at lower temperatures of deformation in the region between the critical interval. Finish rolling further improves the dispersion of the final structure, reduces the ferrite-pearlite banding and improves the mechanical properties of rolled plate (including the Z-direction) of low-carbon steels. A new technology called controlled rolling polygonization and allows together with recrystallization and normalization rolling more effectively use the mechanisms of inheritance of defects in the thermomechanical processing of metals, and is extending the capabilities of conventional controlled rolling.

Толстолистовой прокат изготавливают методами горячей прокатки, позволяющей осуществлять с минимальными энергетическими затратами формоизменение, необходимое для перехода от сляба к листу. Такой технологический процесс позволяет получить в готовом прокате из низкоуглеродистых сталей сравнительно невысокие прочностные показатели ($\sigma_T = 250 \dots 350$ МПа). При этом, материалом служат низкоуглеродистые стали с содержанием 0,10...0,18% углерода, так как они хорошо свариваются, имеют высокие пластические и вязкостные характеристики [1-3].

Главный недостаток – низкую прочность, – производители листового проката пытаются устранить, в основном, двумя способами: микролегированием сталей и совершенствованием технологии прокатки. Очевидно, что легирование сопряжено с дополнительными затратами, которые оправданы для листов, идущих на изготовление труб большого диаметра, и сводится к микродобавкам сильных карбидообразующих элементов – ниобия, ванадия, молибдена и др. [1, 2]. Во втором случае технологический процесс строится таким образом, чтобы создать в металле возможно более дисперсную структуру и получить так называемые «структурированные» стали [4]. Для этого применяют термомеханическую обработку в технологическом потоке [2, 5], с использованием превращений бейнитного [3, 6] и мартенситного [7] типов (рис. 1), а также дислокационное и полигонизационное упрочнение [8] и др.

Всякое упрочнение сопряжено с насыщением металла возможно большим количеством дефектов, что, в свою очередь, приводит к усложнению и удорожанию технологического процесса за счет увеличения степени деформации (частных обжатий и общего коэффициента формоизменения). Однако в большинстве случаев упрочнение проката различными способами термомеханической обработки экономически более выгодно, чем дорогостоящее легирование. В частности, одной из прогрессивных технологий является контролируемая прокатка, использующая процесс измельчения ферритного зерна на конечном этапе деформации в межкритическом интервале температур [1].

Целью настоящей работы являлось повышение комплекса механических свойств толстых листов, изготовленных по технологии контролируемой прокатки. Основными задачами были – сохранение полигонизованной структуры горячедеформированного аустенита и создание условий для её наследования выделяющимся перед чистовой прокаткой доэвтектоидным ферритом.

В настоящее время технология контролируемой прокатки обычно построена следующим образом (рис. 2, на примере двухклетьевого стана периодической прокатки).

Нагрев заготовок в печах до температур $1150 \dots 1200^\circ\text{C} \rightarrow$ гомогенизационная выдержка 4...6 часов $\rightarrow$ прокатка в черновой клети за 10...12 проходов $\rightarrow$ транспортировка по обвод-

ному рольгангу (5...8 минут) во время которой происходят рекристаллизационные процессы в аустените и последующее выделение большей части доэвтектоидного феррита → прокатка в чистовой клети при температурах нижней части межкритического интервала → охлаждение на воздухе, во время которого температура снижается ниже A_{r1} , оставшийся аустенит превращается в перлит, а в феррите протекает полигонизация и частичная или полная рекристаллизация.

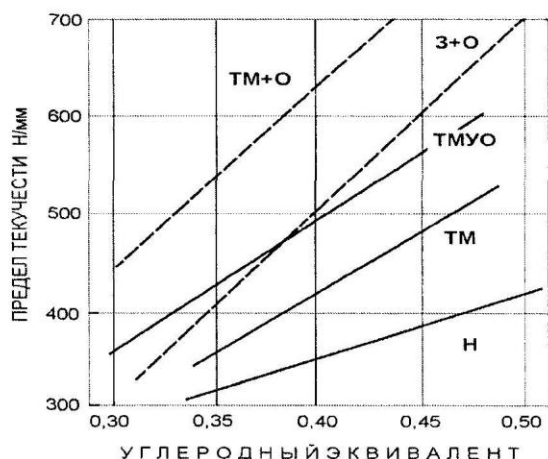


Рис. 1. Прочность листов, произведенных по различным технологиям [2]: Н – нормализация; 3 – закалка; О – отпуск; ТМ – термомеханическая прокатка; УО – ускоренное охлаждение.

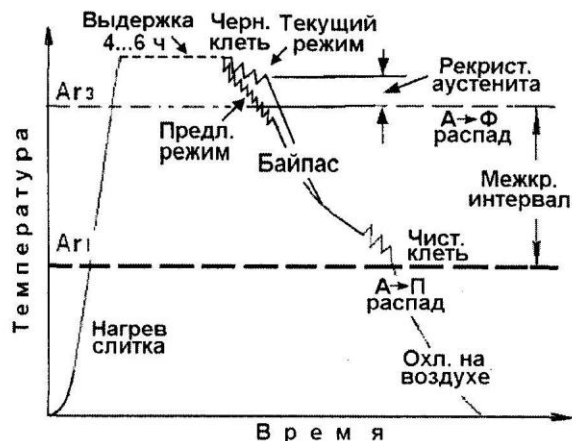


Рис. 2. Схема существующей заводской технологии контролируемой прокатки.

Такой процесс имеет известные достоинства [1], однако у него есть некоторые недостатки. В первую очередь, – это необходимость дополнительного легирования, призванного за счёт образования частиц высокотемпературных карбонитридов сдерживать рост аустенитного зерна, в противном случае могут снизиться показатели ударной вязкости листа [1, 2].

Во-вторых, не в полной мере реализуется эффект термомеханической обработки, позволяющей получать значительное упрочнение

даже в отсутствие карбидообразующих элементов (см. рис. 1).

В-третьих, этот процесс, в основном, пригоден для производства листов толщиной до 30 мм, так как с увеличением толщины готовой продукции прочностные свойства и ударная вязкость снижаются из-за уменьшения суммарной физической деформации [1, 2, 6].

Чтобы компенсировать снижение общей деформации, ответственной за создание мелкого зерна и высокой ударной вязкости в готовом прокате, предлагается увеличить дисперсность и устойчивость полигонизованной структуры аустенита. Для этого необходимо так построить технологический процесс, чтобы полигональные границы, образующиеся при высокотемпературной деформации (рис. 3а-в), могли служить центрами зарождения кристаллов α -феррита. Основная сложность при этом заключается в предупреждении рекристаллизации и сохранении полигональной структуры вплоть до начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Это возможно при снижении температуры на 150...200°C во время или после горячей деформации. Техническим решением этой задачи может быть установка оборудования для ускоренного охлаждения после черновой клети, но это требует значительных капиталовложений.

Предварительные исследования показали [10, 11], что полигонизованную структуру аустенита можно стабилизировать путем снижения температуры на 30...50°C во время и после горячей деформации. Это даёт положительные эффекты: замедляется процесс полигонизации и рекристаллизации, дальнейшее естественное снижение температуры на 10...20°C ниже критической точки A_{r3} приводит к появлению первых зародышей феррита. Обычно в окрестностях критической точки первые зародыши появляются со значительной задержкой из-за наличия инкубационного периода, однако известно [9], что деформация аустенита сдвигает С-образные диаграммы его распада в сторону ускорения процессов структурообразования. Этому способствуют полигональные границы, служащие местами гетерогенного зарождения многочисленных кристаллов новой фазы α -феррита, как это схематически показано на рис. 3г-е.

Ранее было показано [10], что по мере увеличения степени горячей деформации в аустените развиваются полигонизационные процессы, при которых происходит уменьшение размеров полигонов (субзерен) от 5 до 0,5 мкм и увеличение среднего угла разориентации на одной полигональной границе от 0 до 3 градусов. Это подтверждают электронномикроскопические снимки горячедеформированного аустенита (аустенитная сталь 02X18H11), прокатанного при температуре 950°C (рис. 4 а-в).

Если после окончания деформации температура не снижается или снижается незначи-

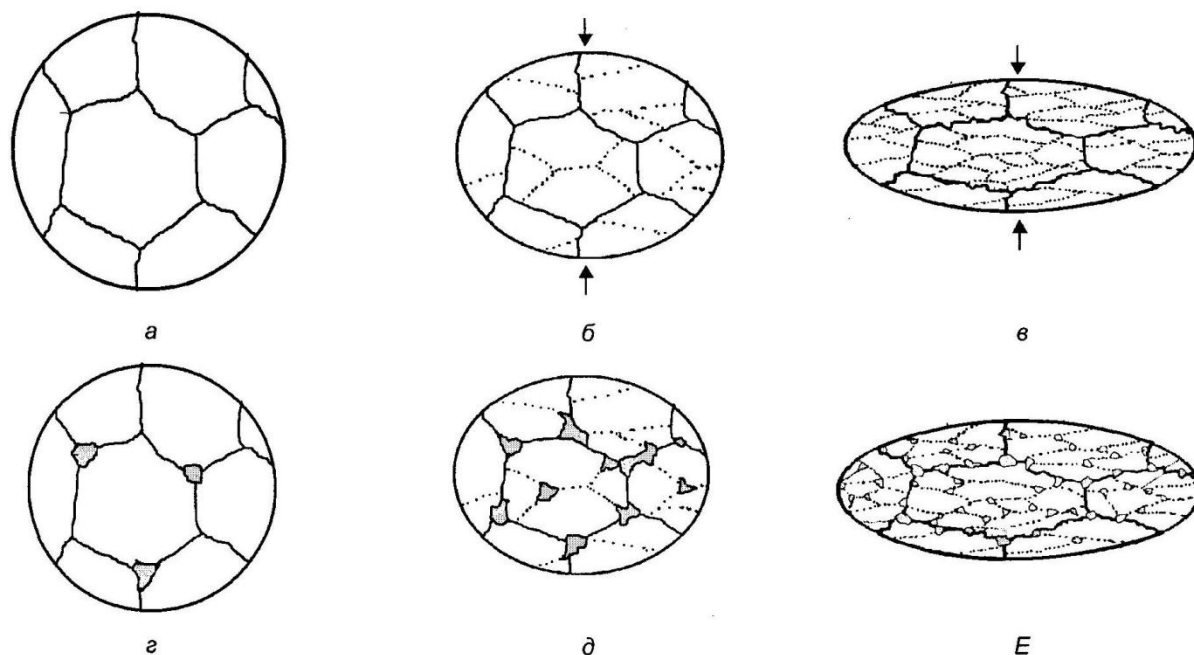


Рис. 3 Схемы последовательных стадий: а-в – образования полигональной структуры при горячей деформации аустенита; г-е – зарождения α -кристаллов на границах полигонов при снижении температуры ниже A_{r3} .

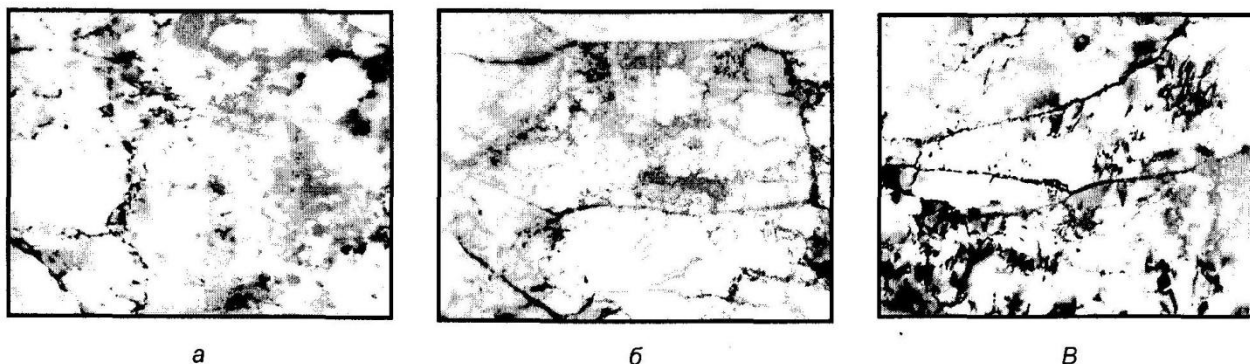


Рис. 4. Дислокационная структура аустенита, деформированного при температуре 950°C, $\times 22000$: а – $\epsilon = 12\%$; б – $\epsilon = 23\%$; в – $\epsilon = 32\%$.

тельно, параметры полигональной субструктуры развиваются в обратном направлении: размеры полигонов увеличиваются, а средний угол разориентации – уменьшается [11]. При этом способность полигональных границ служить местами зарождения ферритных кристаллов снижается.

Предполагается, что при ускоренном охлаждении ниже A_{r3} происходит зарождение новых кристаллов доэвтектоидного феррита не только на большеугловых, но и на полигональных границах, (см. рис. 3г-е), что подтверждается снимками, иллюстрирующими образование зародышей доэвтектоидного феррита на дефек-

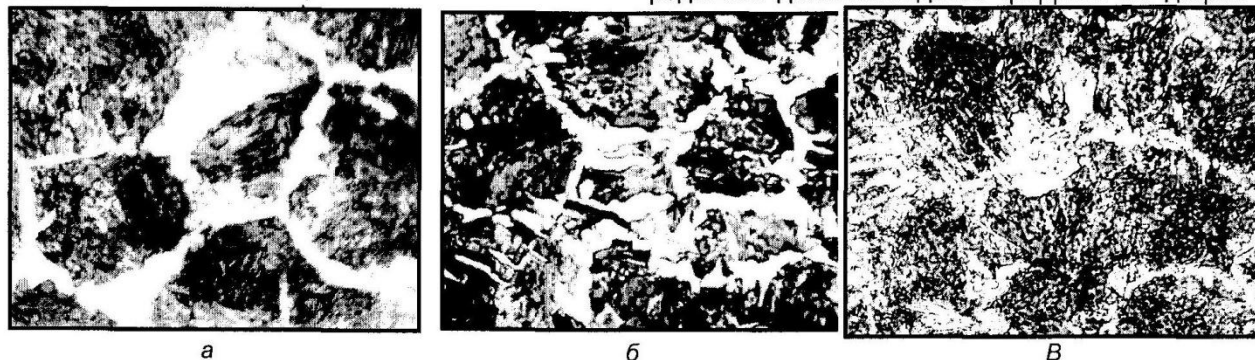
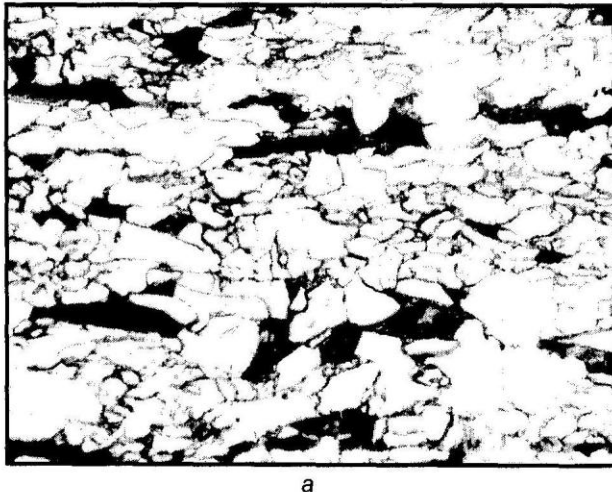


Рис. 5. Выделение доэвтектоидного феррита в стали 36Г2С, претерпевшей распад аустенита после охлаждения на воздухе, $\times 800$: а – с отдельного нагрева на 1050 °C; б – после горячей деформации 16 % при 1000 °C; в – после горячей деформации 36 % при 1000 °C.

тах горячекатаной стали 36Г2С (рис. 5а-в).

В отсутствие деформации (рис. 3а, 5а) выделение доэвтектоидного феррита происходит на большеугловых границах аустенита, в котором при нагреве произошла частичная собирательная рекристаллизация и ферритные прослойки сосредоточены в окрестностях границ общего типа и их стыков. При умеренной степени горячей деформации в аустените формируется структура, подобная показанной схематически на рис. 3б, поэтому число ферритных зародышей возрастает, так как они декорируют не только большеугловые, но и некоторые полигональные (дислокационные, малоугловые) границы (рис. 3д, 5б). После интенсивной горячей деформации в аустените сформировались многочисленные полигональные границы (рис. 3е), на которых произошло выделение мелких зародышей доэвтектоидного феррита (рис. 3е). В структуре стали это выглядит как показано на рисунке 5в: на бывших большеугловых границах доэвтектоидный феррит выделился раньше, его кристаллы крупнее, а во внутренних объемах зёрен образовались многочисленные мелкие ($d_{ср} \approx 0,5...2,0$ мкм) зародыши на границах полигонов.

Предлагаемая технология основана на повышении дробности высокотемпературной деформации (см. рис. 2). Увеличение число циклов деформации способствует при той же суммарной степени деформации получению более развитой полигональной структуры, а увеличение продолжительности деформации снижает температуру прокатки и фиксирует её.



феррита закрепит полигональную субструктуру и предотвратит рекристаллизацию и рост зёрен аустенита.

Это ведёт к увеличению числа зародышей доэвтектоидного феррита при снижении температуры ниже критической, и, как следствие, – повышению дисперсности ферритного зерна, поступающего на чистовую прокатку, и повышению прочностных и вязкостных характеристик в готовых листах.

При увеличении дробности горячей деформации возникает необходимость снижения величины частных обжатий, что сопряжено с опасностью входа в область критических степеней деформации и аномального роста аустенитного зерна [12-14]. Этого можно избежать, если распределить частные обжатия по восходящему характеру, тогда первые «критические» зародыши будут блокироваться последующими проходами из-за вновь поступающих дислокаций и образования «свежих» полигональных границ, повышающих энергию именно в объемах рекристаллизованного, бездислокационного металла, устраняя стимул для дальнейшего их роста. Более высокие степени деформации на последних проходах позволят избежать аномального роста зерна и будут активно способствовать образованию развитой сети полигональных границ.

Увеличение числа зародышей феррита способствует также дроблению прослоек перлита на отдельные островки и устранению одного из дефектов структуры горячекатаных низкоуглеродистых сталей – перлитной полосчатости. На рисунке 6 показаны структуры готовых листов толщиной 18 мм после прокатки по штатной (а) и предлагаемой (б) технологиям.

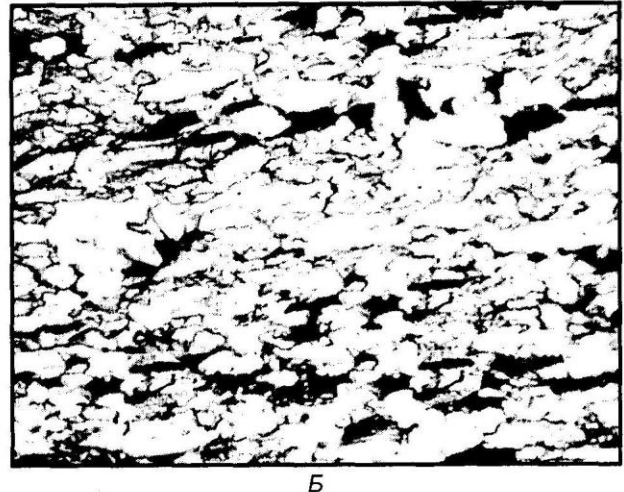


Рис. 6. Структура готовых листов толщиной 22 мм из стали 09Г2С прокатанных: а – по штатной технологии; б – по предлагаемой, $\times 500$.

Если при этом несколько уменьшить темп прокатки, то можно снизить температуру металла ниже $A_{г3}$ (см. рис. 2, предлагаемый режим), и начавшееся образование зародышей а-

Предлагаемая технология, предусматривающая снижение температуры при одновременном повышении дробности горячей деформации и способствующая формированию бла-

гоприятной структуры и свойств толстолистового проката, практически не требует капитальных затрат на её реализацию.

Выводы:

1. Предложена технология производства толстолистового проката, основанная на создании устойчивой полигонизованной структуры аустенита, формирующейся при горячей деформации вплоть до температур верхней части межкритического интервала. Последующее образование многочисленных зародышей дозвлектоидного феррита не только на большеугловых, но и на полигональных границах повышает дисперсность ферритных зёрен металла, поступающего на чистовую прокатку, поэтому в готовых листах формируется более дисперсная конечная феррито-перлитная структура и повышаются механические свойства.
2. Увеличение числа центров зарождения ферритной фазы, инициирует образование её в ликвационных участках, снижает феррито-перлитную полосчатость, выравнивает структуру и свойства в трёх направлениях, что актуально в случае применения толстолистового проката в строительных конструкциях.
3. Предлагаемая технология расширяет возможности традиционной контролируемой прокатки и может быть названа *полигонизационной контролируемой* прокаткой, позволяющей наряду с *рекристаллизационной* и *нормализационной* прокатками более эффективно использовать механизмы наследования дефектов при термомеханической обработке.
4. Предложенная технология прокатки толстых листов может быть реализована без капитальных затрат на имеющемся оборудовании металлургических комбинатов Украины.

ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. ПОГОЖЕЛЬСКИЙ В.И., Литвиненко Д.А., Матросов Ю.И., Иваницкий А.В. Контролируемая прокатка. – М.: Металлургия. – 1979. – 184 с.
2. Хайстеркамп Ф., Хулка К., Матросов Ю. Ниобийсодержащие низколегированные стали. М.: "СП ИНТЕРМЕТ ИНЖИН." – 1999. – 94 с.
3. Bolshakov V.I. Thermomechanical treatment of construction steels. 3-d edition: Basilian Press. – Canada. – 1998. – 316 p.
4. Yokota T., Garica-Mateo C., Bhadeshia, H. K. D. H., Formation of nanostructured steel by phase transformation. Scripta Materialia. – 2004. – Vol. 51. – P. 767-770.
5. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов. М.: Металлургия. – 1977. – 432 с.
6. Sadahiro Yamamoto, Hiroyasu Yokoyama, Katsumi Yamada and Masakazu Niikura. // Effects of the Austenite Grain Size and Deformation in the Unrecrystallized Austenite Region on Bainite Transformation – Behavior and Microstructure. ISIJ Int. – 1995. – Vol. 35. – No. 8. – P. 1020-1026.
7. Graf M.K., Hillenbrand H.G. and Peters P.A.: Ed. by Southwick P.D. Accelerated Cooling of Steel. /TMS-AIME, Philadelphia, 1985. – P. 349-366.
8. Langford G., Cohen M. Subgrains strengthening of materials. // Trans. ASM – 1969. – Vol. 62. – P. 823-835.
9. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлаждённого аустенита // М.: Металлургия – 1965 – 495 с.
10. Большаков В.И. Тихонюк А.Н. Сухомлин Г.Д., Миронова О.Ю. Формирование субструктуры при многократной горячей деформации аустенита. // Металознавство та термічна обробка металів: Науковий та інформаційний журнал ПДАБтаА. - Дніпропетровськ. - 1999. - № 3. - С.41-47.
11. Большаков В.И., Нестеренко А.М., Мурашкин А.В. и др. Влияние длительности последеформационных пауз на формирование зеренной структуры аустенита в малоуглеродистых микрелегированных сталях типа 10Г2ФБ. // Металознавство та термічна обробка металів. – 2005. – №4 (31). – С. 5-11.
12. Sellars C.M. The physical metallurgy of hot working // Proc. Int. Conf. On Hot Working and Forming Processes. Eds. Sellars C.M. and Davies C.J. The Metal Society of London. – 1980. – P. 3-15.
13. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия. – 1978. – 568 с.
14. Рогельбергер И.Л., Шпичинецкий Е.С. Диаграммы рекристаллизации металлов и сплавов. М.: ГОСИНТИ – 1950 – 280 с.