

УДК 621.7:669.15

DOI: <http://dx.doi.org/10.20535/0203-377131201686967>

**В. В. Рычагов**<sup>1</sup>, *младший научный сотрудник*

### **ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ТМКО НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

**En**

Development of new steels for reliable critical structures is impossible without the using of nanotechnology allowed the simultaneous increase of the required material properties by controlling the formation of substructures at the nanoscale and its total dispersion.

The ТМСТ processing parameters of finish rolling and cooling of microalloyed steels were varied in a wide range applying the plane strain hot compression simulation test of hot deformation on the mill. Evaluating the flow curves of the deformation steps, significant changes in austenite during hot deformation were determined. The results of material testing after the simulation experiments exhibit a strong correlation between the finish rolling and cooling conditions and the final mechanical properties of the steels tested. To increase strength, finishing temperatures lowering and strong correlation after finish rolling proved to be most effective. To improve notch toughness high total finishing strain should be applied as well as low finishing temperatures, however, about Ar<sub>3</sub>.

The most effective in terms of simultaneously improving strength and toughness of investigated microalloyed steels is the structure, comprising 20-25% of ferrite, not more than 1.5-2% MA-phase and 70-75% of globular and lath bainite or acicular ferrite elements, or adjustable nanostructure shares, received during ТМКО, developed by regimes using accelerated cooling.

Correct selection of a technological mode allows you to inherit part of the

---

<sup>1</sup> *Днепропетровский национальный университет имени Олеся Гончара*

newly formed structures imperfections of prior austenite state obtained at the ТМСТ. High density of dislocations of austenite is inheriting, which guarantees higher strength steel and nano dispersed structure provides high values of the low-temperature toughness. Nanostructuring of steels substantially increases toughness of its destruction.

**Ua**

Розробка нових надійних сталей для відповідальних конструкцій неможлива без використання нанотехнологій, які дозволяють забезпечувати необхідне одночасне підвищення властивостей матеріалів за рахунок управління формуванням субструктури на нанорівні та загального її диспергування.

Під час ТМКО мікролегованих сталей в широкому діапазоні варіювали параметри чистової прокатки й охолодження, змінюючи ступені гарячого обтиску при моделюванні плоскої гарячої деформації на стані. Оцінюючи криві плинності ступеня деформації, були визначені значні зміни в аустениті під час гарячої деформації. Результати випробувань після моделювання прокатки показують стійкі кореляційні залежності між режимами чистової прокатки й охолодження і кінцевими механічними властивостями досліджуваних сталей. Для підвищення характеристик міцності найбільш ефективні: зниження температури кінця деформації і застосування прискореного охолодження після чистової прокатки. Підвищення характеристик ударної в'язкості отримано застосуванням значного ступеня сумарної деформації при температурах закінчення прокатки близько точки  $A_{r3}$ .

Найбільш ефективною з точки зору одночасного підвищення міцності та в'язкості досліджуваних мікролегованих сталей є структура, яка складається з 20-25% фериту, не більше 1,5-2% МА-фази та 70-75% глобулярного і рейкового бейніту або голчастого фериту з елементами або регульованою часткою наноструктури, отриманих під час ТМКО за розробленими режимами з використанням прискореного охолодження.

Правильний підбір технологічного режиму дозволяє частково наслідувати у знову утворюваних структурах недосконалості попереднього стану аустеніту, отриманого під час ТМКО. Успадковується висока щільність дислокацій аустеніту, що гарантує підвищення міцності стали, а нанодиспергована структура забезпечує високі значення низькотемпературної в'язкості. Наноструктурування сталей також істотно підвищує в'язкість її руйнування (тріщиностійкість).

## Введение

Листовой прокат из низкоуглеродистых микролегированных марок стали (классов прочности С440, С490 и более) для металлических конструкций ответственного назначения в соответствии с требованиями отечественных и зарубежных стандартов должен обеспечивать сочетание высоких прочностных, пластических свойств и хорошей свариваемости [1]-[3]. При этом должны быть также получены (удовлетворены) повышенные характеристики вязкости ( $KCU$ ,  $KCV$ ), обеспечивающие необходимую и достаточную хладостойкость, вязкости разрушения  $K_{1C}$ , а также высокое сопротивление хрупкому и вязко-хрупкому разрушению при температурах монтажа конструкций и их эксплуатации [1]-[4].

В связи с необходимостью обеспечения конкурентоспособности проката на мировом рынке перед производителями стоят задачи, связанные с освоением производства толстых листов из микролегированных сталей по перспективным технологиям, с более высоким, чем применяемые ныне, комплексом свойств, в том числе и для конструкций ответственного назначения, эксплуатируемых в суровых климатических условиях [4] – [6].

### **Актуальность и целесообразность выполнения работы**

Надежность элементов наземных металлоконструкций сопровождения полетов на космодромах, а также конструкций ответственного назначения, таких как: морские платформы, трубопроводы, мосты, резервуары, и др. может быть обеспечена, в первую очередь, одновременно высокими значениями свойств (прочности, вязкости, сопротивления вязкому и хрупкому разрушению и др.) материалов, из которых эти конструкции должны быть изготовлены [1], [3], [7], [8].

Таким материалом являются микролегированные низкоуглеродистые конструкционные стали, которые все более широко применяют в качестве эффективного материала для изготовления данных типов конструкций, подвергающихся интенсивным технологическим и эксплуатационным нагрузкам, воздействию низких и высоких температур, различных типов коррозии и др. [2], [5] - 12].

Достигнутые отечественными и зарубежными исследователями успехи в области микролегирования, модифицирования и термомеханической обработки конструкционных сталей в последние годы значительно меняют представления об их структуре, свойствах и сферах применения [9], [13] - [17].

Несмотря на обилие литературных данных по разработке и оптимизации составов низколегированных конструкционных сталей различного назначения достаточно и систематически не исследовано комплексное влияние легирующих элементов на процессы кристаллизации и структурообразования, механические и эксплуатационные свойства этих сталей в горячекатаном и термически обработанном состояниях. Особенно это касается условий формирования смешанных структур и карбонитридной фазы различных типов при наличии в составе конструкционной стали нескольких карбо-нитридообразующих элементов и модификаторов в зависимости от технологических режимов их производства [2], [5] - [6], [15] – [19]. Для решения этих проблем требуется изыскание новых подходов и принципов создания микро- и низколегированных конструкционных сталей с высоким комплексом механических и специальных характеристик [5] – [6], [14] – [19].

*Цель работы:* повышение комплекса механических и эксплуатационных свойств ниобийсодержащих сталей Б-Б1-Ас и Б-Б2-Ас на основе установленных закономерностей структурных и фазовых превращений в сталях при термомеханической контролируемой обработке (ТМКО).

## Прилади та методи контролю

*Для достижения поставленной цели реализованы следующие задачи:*

На основе моделирования условий горячей пластической деформации, имеющих место при ТМКО на листовом стане, исследованы процессы формирования структуры в аустенитной области и двухфазной  $\gamma+\alpha$ -области, а также при последующем охлаждении низколегированных конструкционных сталей, микролегированных добавками *Nb*, *V*, *Ti* и *Mo* с различным содержанием углерода.

Выполнена оценка влияния температурно-деформационных режимов в окончательной стадии ТМКО на структуру аустенита и механические свойства исследуемых сталей.

На основе современных представлений о механизме упрочнения, принципах легирования, микролегирования и ТМКО высокопрочных конструкционных сталей разработаны технологические режимы ТМКО получения проката классов прочности С390-С640, предназначенного для изготовления надежных ответственных конструкций с уникальным сочетанием прочности, низкотемпературной вязкости и трещиностойкости и разработаны режимы ТМКО для его производства на металлургических комбинатах Украины.

*Объект исследований* – процессы структурообразования при термомеханической контролируемой обработке листового проката из ниобийсодержащих конструкционных сталей.

*Предмет исследований* – закономерности влияния основных параметров термомеханической контролируемой обработки на формирование структуры аустенита, конечной структуры и высокого уровня механических свойств ниобийсодержащих конструкционных сталей, микролегированных добавками *Nb*, *V*, *Ti* и *Mo*.

*Материалом исследования* являются современные низкоуглеродистые микролегированные ниобием, ванадием, титаном и молибденом стали с содержанием углерода 0,05-0,10% производства МК «Азовсталь» после различных типов деформационно-термических воздействий, уточненный химический состав которых приведен в табл. 1.

**Таблица 1.**

Химический состав исследуемых низкоуглеродистых  
конструкционных сталей

Марка стали	Содержание химических элементов*, %									
	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Nb</i>	<i>Ti</i>	<i>V</i>	<i>Mo</i>	<i>N<sub>2</sub></i>

Треб. НТД	≤0,11	≤2,1	≤0,6	≤0,025	≤0,008	≤0,06	≤0,05	≤0,2	≤0,5	0,012
-----------	-------	------	------	--------	--------	-------	-------	------	------	-------

Б-Б2-Ас	0,065	1,75	0,25	0,015	0,003	0,061	0,031	0,058	0,2	0,0078
---------	-------	------	------	-------	-------	-------	-------	-------	-----	--------

Б-Б1-Ас	0,091	1,69	0,27	0,018	0,005	0,058	0,022	0,062	0,18	0,0083
---------	-------	------	------	-------	-------	-------	-------	-------	------	--------

\* – остальное – железо

*Методы и способы исследования.* В работе использовали следующие методы исследований: Химический анализ; металлографический анализ с использованием оптической микроскопии, а также количественная и качественная металлография; электронной микроскопии; фрактографический анализ; рентгеноструктурный анализ; физическое моделирование процессов; дюрометрия и микродюрометрия; механические испытания (прочность, пластичность, ударная вязкость  $KCU$ ,  $KCV$ , в том числе и при отрицательных температурах испытаний), а также методы статистической обработки полученных данных.

Оценку температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$  и хладноломкости исследуемых конструкционных сталей по результатам серийных ударных испытаний [1] – [3], [20].

### **Результаты и их обсуждение**

Использование различных типов механико-термических воздействий в сочетании с микролегированием и варьирование температуры, скорости, степени деформации, накопленной деформации позволяют управлять структурой аустенита конструкционных сталей с созданием мелкодисперсных состояний и их свойствами. В настоящее время с помощью процессов термомеханической обработки удастся получить промышленные стали с зерном аустенита, средний условный размер которого составляет 20-25 мкм [2] – [3]. Размер и состояние зерен  $\gamma$ -фазы в данном случае является подготовкой структуры стали для назначения режима последующей чистовой прокатки в процессе ТМКО в области замедления или отсутствия рекристаллизации аустенита, межкритическом интервале и в области температур ферритного превращения [4] – [8].

Термомеханическая контролируемая обработка в современном понимании представляет собой технологию, которая регламентирует все параметры технологического режима от выбора оптимальных температур аустенитизации, температур и степеней деформации при черновой и чистовой прокатке - до скоростей охлаждения, температур подохлаждения и отпуска с контролем всех параметров структуры на всех этапах процесса производства проката [4] - [8]. Она является в настоящее время наиболее перспективной технологией производства конструкционных сталей с высоким уровнем их механических и эксплуатационных свойств [14] – [16]. Понимание закономерностей формирования и особенностей строения аустенита при деформационно-термическом воздействии и влияния этих особенностей на распад горячедеформированного аустенита в процессе ТМКО позволяет управлять процессами диспергирования структуры с реализацией наиболее эффективных механизмов упрочнения с целью одновременного повышения прочности и вязкости микролегированных сталей [4] – [7].

Замедление процессов протекания рекристаллизации аустенита может быть получено не только снижением температуры деформации при ТМКО, но и введением в сталь микродобавок ниобия, ванадия, титана, и молибдена, которые определяют состояние аустенита до, в процессе и после деформации. Особенно в этом направлении эффективен ниобий, роль которого заключается в образовании более мелкозернистой структуры аустенита, что связано с замедлением процессов протекания рекристаллизации в нижней части  $\gamma$ -области и около точки  $A_{T3}$  под влиянием растворенного ниобия и выделением карбидов  $NbC$  и карбонитридов  $Nb(C,N)$  в процессе горячей деформации [2], [10] - [14].

Как правило, не весь ниобий выделяется в процессе и после окончания горячей деформации. Значительное количество его остается в твердом растворе. В дальнейшем, оставшийся в твердом растворе, ниобий может выделиться во время прерванного ускоренного охлаждения или дополнительного отпуска после прокатки в виде наноразмерных частиц размером от 5-10 до 20-50 нанометров, что приводит к дополнительному увеличению прочности и вязкости стали [5] – [6], [10] – [12]. Этот эффект особенно ярко выражен, когда прерывание ускоренного охлаждения происходит при температурах около 600°C.

Ниобий, присутствующий после горячей прокатки в виде твердого раствора, замедляет также процесс фазового перехода аустенита в феррит. Этот эффект в сочетании с пониженной температурой прерванного ускоренного охлаждения около 500°C может привести к особо мелкозернистой ферритно-бейнитной микроструктуре, при этом некоторое количество ниобия останется в твердом растворе [2], [10] – [11].

Технология ТМКО позволяет удачно совмещать реализацию наиболее эффективных дислокационных механизмов упрочнения конструкционной стали, таких как: измельчение зерен и создание развитой наноструктуры, с твердорастворным и дисперсионным механизмами в одном технологическом процессе [5] – [6]. Их комбинирование позволяет получить дополнительный эффект при упрочнении. Главное отличие ТМКО от других видов ТМО заключается в обязательном управлении многими параметрами технологии прокатки конструкционной стали конкретного состава с целью гарантированного обеспечения наиболее эффективных механизмов упрочнения и максимально необходимого диспергирования элементов структуры с субструктурой и наноструктурированием [5] – [6].

Субструктура характеризуется размером субструктурного элемента (субзерно, фрагмент, ячейка, полигон, блок), структурой субграниц раздела и степенью разориентировки соседних элементов (объемов). В оценке упрочняющего эффекта эти характеристики субструктуры играют важную роль. Рассматривая упрочняющий эффект при развитии субзеренного механизма упрочнения необходимо учитывать свойства дислокационных

субграниц ячеек или полигонов и их размеры, которые могут быть реализованы также и при «наноструктурном» упрочнении.

Эксперименты по моделированию режимов ТМКО, выполненные на прокатном стане ДУО-300, позволили также установить, что структура наклепа при деформации аустенита перед началом  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения более предпочтительна с точки зрения измельчения феррита и повышения свойств данных сталей в сравнении с полностью рекристаллизованной.

В работе определены значения параметров ТМКО исследуемых сталей, обеспечивающие значительное измельчение зерен  $\gamma$ -фазы при черновой и чистовой стадиях прокатки.

Определены пороговые температуры, ниже которых статическая рекристаллизация в исследуемых сталях прекращается, а изменение структуры аустенита происходит посредством фрагментации деформируемых зерен при относительно больших деформациях в результате динамической рекристаллизации, наклепа и образования зерен, в виде так называемого «дискообразного» аустенита.

Следует отметить, что черновую прокатку с суммарной деформацией в 60-75% за четыре-пять проходов целесообразно проводить в области прохождения полной рекристаллизации. В этом случае средний условный размер зерен аустенита равен 18-24 мкм. Дальнейшая прокатка при отсутствии рекристаллизации позволяет повысить удельную эффективную поверхность границ раздела аустенита перед началом  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и увеличить количество мест зарождения феррита. Значительные суммарные деформации около 50-60% при данных температурах обеспечивают протекание динамической рекристаллизации, наклепа и создание в аустените дислокационной субструктуры, частично наследуемой при превращении и ускоренном охлаждении.

При температурах деформации около точки  $A_{r3}$  в исследуемых ниобийсодержащих сталях строение и параметры аустенитных зерен существенно изменяются. Эти режимы ТМКО обеспечивают получение структуры так называемого «дискообразного» аустенита со средним условным диаметром зерен около 8-10 мкм, а превращенного феррита – около 3,5-4,5 мкм после использования ускоренного охлаждения. Существенно изменяются также количество и параметры глобулярного бейнита, строение реек игольчатого феррита и реечного бейнита, а также – МА-фазы. После горячей прокатки дефекты, дислокационная структура и дисперсные выделения карбонитридной фазы, образованные в «дискообразном» аустените, в той или иной степени наследуются при последующем превращении мелкозернистым избыточным или игольчатым ферритом, глобулярным или реечным бейнитом с фрагментированной субструктурой и наноструктурой. Фазовый состав стали, размер, количество, дисперсность и распределение выделений карбидов и карбонитридов в существенной степени зависят от температуры и степени суммарной деформации в процессе тер-

**П р и л о ж е н и е**

момеханической контролируемой обработки и скорости последующего охлаждения.

Выполненные в работе количественные металлографические исследования позволяют отметить, что наиболее эффективной с точки зрения одновременного повышения прочности и вязкости, исследуемых микролегированных сталей является, структура, состоящая из 20-25% феррита, не более 1,5-2% МА-фазы и 70-75% глобулярного и реечного бейнита или игольчатого феррита с элементами или регулируемой долей наноструктуры, полученных в процессе ТМКО по разрабатываемым режимам с использованием ускоренного охлаждения.

Ускоренное охлаждение после горячей прокатки в настоящее время также очень эффективно как способ повышения прочности и сохранении уровней вязкости, полученной путем регулируемой прокатки. Основными параметрами ускоренного охлаждения являются температуры начала и окончания охлаждения и скорость охлаждения. Скорости охлаждения, обеспечивающие формирование в процессе ТМКО ферритно-перлитной структуры с наследуемой фрагментированной субструктурой, позволяют далее измельчить на 1-1,5 мкм средний условный диаметр, а также повысить однородность зерен феррита, что приводит к повышению предела текучести на 25÷30 МПа, а температуру вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$  понизить на 15°C. При формировании ферритно-бейнитной микроструктуры с субструктурой размер ферритного зерна уменьшается на 2-3,5 мкм, что обеспечивает повышение предела текучести на 45÷50 МПа, а температура  $T_{50}$  дополнительно понижается – на 20-25°C. Связь основных механических свойств исследуемых сталей с параметрами термомеханической контролируемой обработки по оптимизированным режимам приведены в табл. 2.

**Таблица 2.**

Связь механических свойств исследуемых сталей с параметрами термомеханической контролируемой обработки

Режим обработки	Марка стали	$\sigma_T$ ( $\sigma_{0,2}$ ), МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_5$ , %	$KCV^{20}$ , МДж/м <sup>2</sup>	$KCV^{40}$ , МДж/м <sup>2</sup>	$KCV^{70}$ , МДж/м <sup>2</sup>	$T_{50}$ , °C
Треб. НТД	$\leq 0,11\%C$	$\geq 330$	$\geq 390$	$\geq 19$	$\geq 0,35$	$\geq 0,3$	$\geq 0,3$	$\leq -40$
Исх.(г\к) сост.	Б-Б2-Ас	335- 355	405- 460	22- 26	0,7-1,5	0,3-1,2	0,3-1,2	$\leq -50$
ТМКО* с охл. на возд.	Б-Б2-Ас	395- 455	460- 545	22- 29	2,9-3,9	1,7-2,2	1,1-2,0	$\leq -80$
ТМКО* с улучшением	Б-Б2-Ас	495- 570	570- 660	22- 27	2,5-3,2	2,3-3,1	1,8-2,5	$\leq -90$
Исх.(г\к) сост.	Б-Б1-Ас	365- 380	440- 490	21- 26	0,5-1,3	0,3- 1,15	0,3-1,0	$\leq -40$



Режим обработки	Марка стали	$\sigma_T$ ( $\sigma_{0,2}$ ), МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_5$ , %	$KCV^{20}$ , МДж/м <sup>2</sup>	$KCV^{40}$ , МДж/м <sup>2</sup>	$KCV^{70}$ , МДж/м <sup>2</sup>	$T_{50}$ , °C
ТМКО* с охл. на возд.	Б-Б1-Ас	450- 500	505- 575	22- 28	2,2-3,6	1,7-2,6	1,5-2,0	≤ -70
ТМКО* с улучшением	Б-Б1-Ас	545- 645	620- 725	20- 25	1,8-2,8	1,3-2,6	1,2-2,8	≤ -80

ТМКО\* - разрабатываемые оптимальные режимы термомеханической контролируемой обработки, обеспечивающие максимально высокие уровни прочности и вязкости

Увеличение суммарной степени деформации чистовой прокатки до 50-60 % в интервале 880÷820°С обеспечивает средний диаметр ферритного зерна в 3-4,5 мкм, что позволяет повысить значения предела текучести на 40÷50 МПа, а температуру перехода из вязкого состояния в хрупкое  $T_{50}$  понизить - более чем на 25-35°С.

Традиционные подходы при создании сталей для металлических конструкций, эксплуатируемых в экстремальных условиях, недостаточно эффективны: с ростом характеристик прочности, как правило, снижаются вязкость и трещиностойкость стали. В связи с этим, разработка новых надежных сталей для этих типов конструкций невозможна без использования нанотехнологий, позволяющих обеспечивать требуемое одновременное повышение свойств материалов за счет управления формированием структуры на наноуровне и общего ее диспергирования. Создание элементов наноструктуры в массивных изделиях таких, например, как листы толщиной 10-20 мм и более, достаточно затруднено. Однако выбор оптимального химического состава и эффективных научно-обоснованных режимов ТМКО позволяют последовательно измельчать структуру стали вплоть до наноуровней фрагментацией субструктуры до участков размером 100-1000 нанометров.

Следует отметить, что данное состояние аустенита неустойчиво из-за большой накопленной энергии, значительного количества несовершенств кристаллического строения и протекания фазовых превращений при высоких температурах.

Наноструктурирование представляет собой последовательное измельчение структуры на всех уровнях - вплоть до наноуровней. Оно включает несколько этапов: измельчение аустенитных зерен в процессе динамической, метадинамической или статической рекристаллизации в режиме ТМКО; фрагментацию аустенита при пластической деформации при температурах ниже температуры рекристаллизации, формирование развитой фрагментированной структуры в конечной фазе при пластической деформации ниже температуры превращения; формирование однородной кристаллографической текстуры; формирование дисперсных глобулярных

## Прилади та методи контролю

структур, состоящих из фрагментов различных размеров, за счет наследования структуры деформированного аустенита при фазовом превращении в процессе охлаждения.

Наноструктурирование стали включает ее упрочнение за счет дисперсных карбидов и нитридов (например, *Nb*, *V*, *Ti* и *Mo*) размером от 5-10 до 50 нанометров (дисперсионное упрочнение), параметров микроструктуры, субзерен и их фрагментов и других структурных составляющих размером от 20-50 до 800-1200 нанометров и более [5] – [6] .

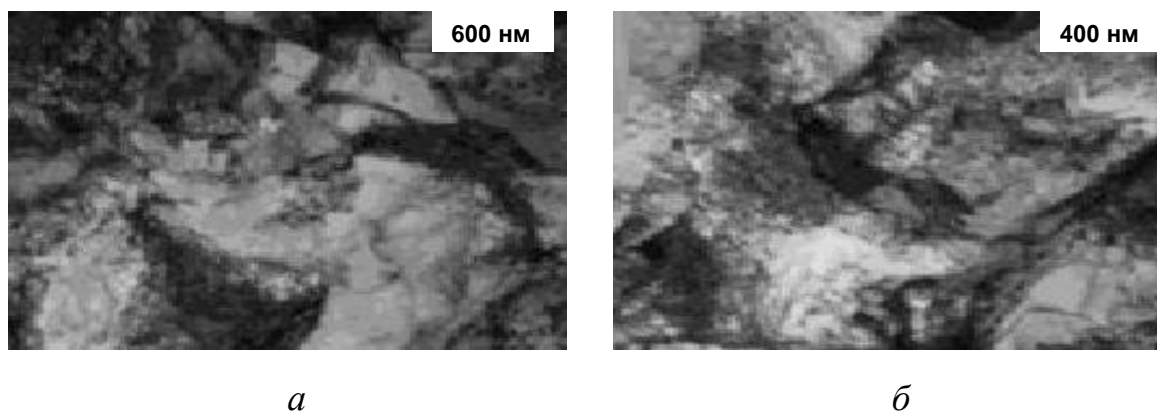


Рис. 1. Электронные микрофотографии феррита и бейнита стали Б-Б2-Ас после ТМКО с ускоренным охлаждением:

*a* – фрагментированная субструктура с элементами наноструктуры;  
*б* – субзеренная структуры с регулируемой долей наноструктуры

С уменьшением размера зерна аустенита и повышением дисперсности конечной структуры в процессе ТМКО, характеристики прочности и вязкости стали возрастают. Измельчение и изменение формы аустенитного зерна при деформации по оптимальным режимам ТМКО до дискообразной обуславливает изменение морфологии бейнитных структур с речной на глобулярную.

Электронные микрофотографии феррита и бейнита стали Б-Б2-Ас после ТМКО по оптимизированному режиму с ускоренным охлаждением приведены на рисунке 1. Масштабный уровень фрагментов зерен и дислокационных субструктур в феррите и бейните составляет – 50 - 1200 и более нанометров (рис. 1, *a*). Структура стали представляет собой фрагментированную субструктуру, выделившемся в процессе гамма-альфа превращения, феррите и бейнитном феррите с элементами наноструктуры в количестве около 10-12%.

На рис. 1, *б* приведена субзеренная структуры исследуемой стали Б-Б2-Ас по оптимизированному разрабатываемому технологическому режиму с регулируемой долей наноструктуры в количестве около 15-25%. Размер, выделившихся, карбидов и карбонитридов ниобия, ванадия и титана не превышает 5-10 – 50 нанометров.

Таким образом, правильный подбор технологического режима позволяет частично наследовать во вновь образующихся структурах несовершенства предшествующего состояния аустенита, полученного в процессе ТМКО. Наследуется высокая плотность дислокаций аустенита, что гарантирует повышение прочности стали, а нанодисперсная структура (рис. 1, а, рис. 1, б) обеспечивает высокие значения низкотемпературной вязкости. Наноструктурирование сталей также существенно повышает вязкость ее разрушения (трещиностойкость). Это позволяет максимально использовать преимущества высокопрочных сталей, снизить металлоемкость, обеспечить надежность и безопасность изделий и конструкций из них.

### **Выводы**

Установлены закономерности формирования структуры аустенита и свойств в ниобийсодержащих сталях в зависимости от содержания углерода, температурно-деформационных параметров и скорости охлаждения в процессе ТМКО.

ТМКО по оптимальным режимам с деформацией около точки  $A_{r3}$  позволяет получить структуру дискообразного аустенита с размером 4-8 мкм поперек прокатки и созданием в нем субструктуры, которая наследуется при последующем превращении.

Получение субзерен с регулируемой долей наноструктуры около 15-25% в структуре феррита, игольчатого феррита и бейнитном феррите в процессе ТМКО одновременно повышает прочность, ударную вязкость и трещиностойкость стали при снижении температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$  ниже минус 70-80°C.

Значения низкотемпературной ударной вязкости KCU и KCV исследуемых сталей при температуре эксплуатации – 40-70°C составляют 1,2-3,2 МДж/м<sup>2</sup>, обеспечивают значения температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$  – ниже минус 70-80°C, существенно зависят от количества наноструктурированных элементов в конечной структуре и определяются температурой нагрева под аустенитизацию, температурой и степенью деформации, а также - скоростью охлаждения в процессе ТМКО.

*Рекомендации.* Результаты работы могут быть использованы при разработке, на основе найденных закономерностей, рекомендаций по коррекции химического состава, технологии ТМКО, в том числе и с ускоренным охлаждением, для промышленного производства толстолистового проката классов прочности С390 – С640 с повышенной низкотемператур-

ной вязкостью и трещиностойкостью, применяемого для ответственных конструкций и изделий.

### Список использованной литературы

1. *Одесский П. Д.* Стали с высоким сопротивлением экстремальным воздействиям / П. Д. Одесский, Д. В. Кулик. – М.: «Интермет Инжиниринг», 2008. – 239 с.
2. *Пикеринг Ф. Б.* Физическое металловедение и разработка сталей // Пер. с англ. – М.: Metallurgia, 1982. – 184 с.
3. *Большаков В. И.* Термическая и термомеханическая обработка строительных сталей / В. И. Большаков, В. Н. Рычагов, В. К. Флоров // Днепропетровск: Січ-1994 – 232 с.
1. *Рудской А. И.* Перспективные технологии изготовления листового проката с ультрамелкозернистой структурой / А. И. Рудской, Г. Е. Коджаспиров, С. В. Добаткин // Металлы. – 2012. – № 1. – С. 88-92.
4. *Рычагов В. Н.* Роль наноструктурных элементов в низкоуглеродистых ниобийсодержащих сталях / В. Н. Рычагов, В. В. Рычагов // В сб. докл. Межд. н\т конф. «Человек и Космос – 2014», Днепропетровск, 2014. – С. 432-433.
5. *Рыбин В. В.* Технологии создания конструкционных наноструктурированных сталей / В. В. Рыбин, В. А. Малышевский, Е. И. Хлусова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 6. – С.3-7.
6. *Рычагов В. В.* Формування оптимальної структури та властивостей під час ТМКО ніобійвмісних сталей для металевих конструкцій відповідального призначення / В. В. Рычагов, А. Ф. Санін, В. М. Рычагов // В сб. докл. Межд. н\т конф. «Человек и Космос – 2013» Днепропетровск, 2013 – С. 550-551.
7. *Чжао Фучэнь* Бейнитные стали с ультранизким содержанием углерода и перспективы их применения (обзор) // Чжао Фучэнь, Чжао Луюй. – Вопросы материаловедения, 2008, № 1(53). – С. 52–61.
8. *Страумал Б. Б.* Фазовые переходы на границах зерен. Фасетирование, специальные и неспециальные границы, потеря огранки / Б. Б. Страумал. Учебное пособие. – М.: МИСиС. 2004. – 65 с.
9. *Hulka K., Bordignon P., Malcolm G.* Experience with low carbon HSLA steel containing 0.06 to 0.10 percent niobium. Niobium techn. Report/ Summary of intern. seminar Araxa, Oct. 2003.- P. 27-49.

10. *Хайстеркамп Ф.* Ниобийсодержащие низколегированные стали /Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю. И. Матросов // М.: СП Интермет Инжиниринг, 1999. – 94с.
11. *Одесский П. Д.* Сталь нового поколения в уникальных сооружениях / П. Д. Одесский, Д. В. Кулик. – М.: «Интермет Инжиниринг», 2005. – 176 с.
12. *Olasolo M.* Effect of austenite deformation microstructure and cooling rate on transformation characteristics in a low carbon Nb-V microalloyed steel / M. Olasolo, P. Uranga, J. M. Rodriguez-Ibabe, B. Lopez // Materials Science and Engineering A. – 2011. - № 528. - P. 2559-2569.
13. *Kojima S. S., Samraio M. A., Bott I. S.* The development of API 5L X80 steel for pipe production by TMCR process, T&V petr.15, 2003.
14. Ричагов В. В. Возможности повышения механических свойств конструкционных сталей микролегированием и термомеханической контролируемой обработкой/ В. В. Ричагов // Вісник Дніпропетровського університету.- Серія: Ракетно-космічна техніка. – 2014, Дніпропетровськ – С.160-176.
15. Рычагов В. В. Производство новых конструкционных материалов для ответственных конструкций термомеханической контролируемой обработкой / В. В. Рычагов // В сборн. докладов «Наука и образование-2014», Астана, 2014 – С. 3408-3413.
16. *Zajak S.* Quantitive structure-property relationships for complex bainitic microstructures [Электронный ресурс] / S. Zajak, J. Komenda, P. Morris, P. Dierickx, S. Matera, F. Penalba Diaz // European comission report EUR. – Режим доступа:  
[http://digital.csic.es/bitstream/10261/65635/1/176\\_MST\\_Caballero.pdf](http://digital.csic.es/bitstream/10261/65635/1/176_MST_Caballero.pdf)
17. *Коротовская С. В.* Влияние параметров пластической деформации на формирование ультрамелкозернистой структуры в низколегированных бейнитных сталях / С. В. Коротовская, Е. В. Нестерова, В. В. Орлов, Е. И. Хлусова // Вопросы материаловедения.– 2011. – № 1(65). – С. 100-109.
18. *Сафаров И. М.* Влияние субмикроструктурного состояния на прочность и ударную вязкость низкоуглеродистой стали 12ГБА/ И. М. Сафаров, А. В. Корзников, Р. М. Галеев // Физика металлов и материаловедение. – 2012. – Т. 113, № 10. – С. 1055-1060.
19. *Кудря А. В.* Об оценке хладноломкости конструкционных сталей по результатам серийных ударных испытаний / А. В. Кудря, Е. И. Кузько, Э. А. Соколовская. // Деформация и разрушение материалов.–2013.– № 12.–С. 36-45.