

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНОЙ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Фомина О.В., к.т.н., начальник научно-производственного комплекса (oknir@crism.ru)

ЦНИИ КМ «Прометей» имени академика И.В. Горынина НИЦ «Курчатовский институт»  
(191015, Россия, Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49)

**Аннотация.** При помощи универсального комплекса Gleeble 3800 исследованы характеристики сопротивления деформации в температурном интервале 1200 – 800 °С в азотсодержащей стали Cr–Ni–Mn композиции легирования. Посредством анализа диаграмм деформирования, а именно определения пороговой степени деформации, необходимой для начала процесса динамической рекристаллизации (ДР), установлены температурно-деформационные условия начала ДР в зависимости от скоростей деформации и рекомендованы оптимальные температурные режимы проведения горячей штамповки,ковки и прокатки в промышленных условиях. Установлено, что при степени истинной деформации  $\epsilon = 0,9$  динамическая рекристаллизация в исследуемой стали в интервале скоростей деформации  $10^{-2} \div 2 \text{ с}^{-1}$  происходит при температурах не ниже 900 °С. Металлографические исследования подтвердили полученные экспериментальные данные и показали, что процессы структурообразования, происходящие в стали при изотермической деформации с разными скоростями, имеют отличия при температурах выше 900 °С. Чем выше температура и меньше скорость деформации, тем большее развитие получают релаксационные процессы. Установлено, что при скорости деформации  $0,01 \text{ с}^{-1}$ , соответствующей операции штамповке на прессе, ДР в температурном интервале 1200 – 1100 °С начинается при значениях деформации порядка  $\epsilon = 0,1$  (около 10 % относительного обжатия). При понижении температуры до 1000 и 900 °С необходимо накопление деформации около 20 и 30 % соответственно. Увеличение скорости деформации до  $0,1 \text{ с}^{-1}$  (ковка) приводит к тому, что в интервале температур выше 1100 °С ДР начинается при степени деформации около 20 %, при 1000 и 900 °С – около 28 и 35 % соответственно. При скорости деформации  $1 - 2 \text{ с}^{-1}$  (прокатка) ДР начинается в интервале температур 1100 – 1000 °С при степени деформации около 30 %. Понижение температуры до 900 °С, так же как и повышение до 1200 °С, увеличивает пороговую степень до 36 %.

**Ключевые слова:** азотсодержащая сталь, горячая деформация, сопротивление деформации, динамическая, метадинамическая, статическая рекристаллизация, пороговая степень деформации.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-3-216-222

Современные тенденции развития экономики и промышленности России требуют создания механизмов и конструкций, обладающих повышенными эксплуатационными свойствами – работоспособностью, долговечностью и безопасностью, что, в свою очередь, невозможно без новых материалов и технологий, обеспечивающих решение поставленных задач. В связи с этим важным и актуальным направлением материаловедения является разработка и широкое использование новых конструкционных материалов, отличающихся от аналогов целым комплексом улучшенных свойств, в том числе высокой прочностью, пластичностью, хладостойкостью, немагнитностью, способных противостоять воздействию предельно высоких статических, циклических и динамических нагрузок, а также агрессивной коррозионной среды. Одним из перспективных направлений создания указанных материалов являются аустенитные стали, содержащие в качестве легирующего элемента азот [1 – 7].

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» совместно с ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН и ИФМ УрО РАН более 20 лет занимается разработкой подобных сталей со специальными свойствами. В последнее время особый интерес вызывает азотсодержащая сталь Cr–Ni–Mn композиции легирования, обладающая уникальным комплексом слу-

жебных характеристик, а именно высокой прочностью и пластичностью, а также немагнитностью [8 – 11].

При обеспечении оптимального химического состава, режимов выплавки, термической и термомеханической обработки, при которых реализуются различные механизмы упрочнения или их комбинация, существуют реальные возможности получения высокопрочных аустенитных коррозионно-стойких азотсодержащих сталей с требуемым комплексом свойств за счет направленного воздействия на формирование структуры.

Одним из наиболее эффективных способов повышения конструктивной прочности сталей является горячая деформация [12 – 18].

Важным этапом разработки режимов горячей деформации для получения требуемых конечных свойств стальных полуфабрикатов является определение значений сопротивления деформации в зависимости от температуры и скорости, а также исследование структурных превращений, происходящих при деформации [19].

Целью проведения горячей обработки азотсодержащей стали является формирование мелкозернистой однородной структуры. Ковка исследуемой стали обычно проводится на прессе усилием 3200 тН со скоростью  $10^{-1} \text{ с}^{-1}$ , прокатка осуществляется со скоростью  $1 \div 2 \text{ с}^{-1}$ , а ско-

рость деформации при горячей штамповке на специальных прессах составляет  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$ .

Задачей настоящего исследования, результаты которого представлены в данной работе, являлось изучение структурных превращений, происходящих при горячей пластической деформации. Кроме того, необходимо было обосновать оптимальные технологические режимы изготовления листового проката, поковок и штамповок из высокопрочной азотсодержащей стали. В процессе термомеханической обработки на основе полученных закономерностей обеспечивается формирование необходимой структуры стали и, соответственно, комплекс высоких физико-механических свойств.

Материалом для проведения исследований являлась высокопрочная немагнитная коррозионно-стойкая азотсодержащая сталь, содержащая в качестве основных легирующих элементов хром, марганец, никель. Кроме того, сталь была легирована азотом (0,45 %), ниобием, ванадием и молибденом.

Для оценки влияния температуры и степени деформации на сопротивление деформации проведены испытания на сжатие при помощи исследовательского комплекса Gleeble 3800 на модуле Hydrowedge. Испытания проводились на цилиндрических образцах диам. 10 мм и длиной 15 мм. Перед деформацией для получения однородной рекристаллизованной структуры образцы нагревались до температуры 1240 °С и выдерживались при этой температуре 180 с. Затем образцы деформировали при температурах 1200, 1100, 1000, 900 и 800 °С с

различными скоростями (0,01; 0,1; 1 и 2  $\text{с}^{-1}$ ) до  $e = 0,9$  (около 60 % относительной деформации). Во время деформирования производили запись напряжений и деформации в истинных значениях, на основании которых строилась диаграмма деформирования.

Металлографические исследования проводились с использованием светового инвертированного металлографического микроскопа Axio Observer (Zeiss), оснащенного цифровой видеокамерой и системой ввода изображений. Оценка размеров зерен проводили методами количественной металлографии. Для цифровой оценки использовали анализатор изображения Clemex.

Полученные зависимости при исследовании влияния термомеханических параметров на процессы упрочнения и разупрочнения, происходящие в исследуемой стали (рис. 1), показали, что понижение температуры деформации с 1200 до 800 °С приводит к увеличению сопротивления деформации, при этом влияние скорости деформации зависит от температуры деформирования.

При температуре 1200 °С, как видно из характера деформационной кривой (рис. 1, а), при всех скоростях деформации в исследуемом диапазоне после достижения пороговой степени деформации протекают процессы динамической рекристаллизации, приводящие к разупрочнению. Критическая (пороговая) степень деформации  $e_p$ , т. е. деформация, которая необходима для начала процесса динамической рекристаллизации, определяется по характерному максимуму истинных на-

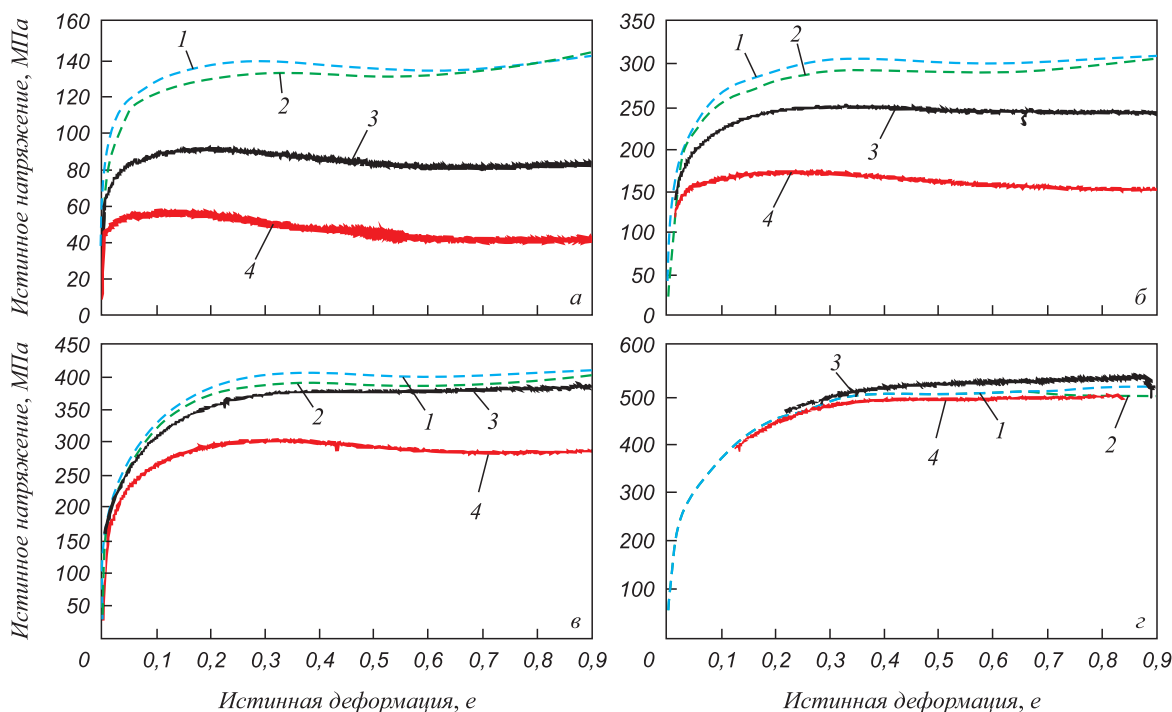


Рис. 1. Диаграммы деформирования, полученные при различных температурах и скоростях деформации: а – 1200 °С; б – 1000 °С; в – 900 °С; з – 800 °С; 1 – 0,01  $\text{с}^{-1}$ ; 2 – 0,1  $\text{с}^{-1}$ ; 3 – 1  $\text{с}^{-1}$ ; 4 – 2  $\text{с}^{-1}$

Fig. 1. Strain diagrams obtained at different temperatures and deformation rates: а – 1200 °С; б – 1000 °С; в – 900 °С; з – 800 °С; 1 – 0.01  $\text{s}^{-1}$ ; 2 – 0.1  $\text{s}^{-1}$ ; 3 – 1  $\text{s}^{-1}$ ; 4 – 2  $\text{s}^{-1}$

пряжений на диаграмме деформирования, когда в объеме материала появляются рекристаллизованные зерна. При достижении степени деформации  $e = 0,60 - 0,65$ , одновременно с этими процессами протекают и процессы деформационного упрочнения. В случае низких скоростей деформации процесс аннигиляции дислокаций происходит немного медленнее, чем зарождение новых, что приводит к незначительному росту сопротивления деформации. При увеличении скорости деформации в структуре стали на фоне протекающей динамической рекристаллизации происходит интенсивное деформационное упрочнение, приводящее к увеличению сопротивления деформации.

Средний размер зерен после нагрева образцов до температуры  $1240\text{ }^{\circ}\text{C}$ , т. е. в исходном недеформированном состоянии, составлял порядка  $150 - 200\text{ мкм}$

(рис. 2, а). Исследования микроструктуры образцов после испытаний показали, что при скорости деформации  $0,01\text{ с}^{-1}$  и  $0,1\text{ с}^{-1}$  и температуре  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  успевают пройти процессы динамической рекристаллизации, формирующие зерна со средним размером  $30 - 70\text{ мкм}$  (рис. 2, б). При увеличении скорости деформации до  $1\text{ с}^{-1}$  динамическая рекристаллизация происходит частично, сопровождаясь процессом полигонизации (рис. 2, в). Поэтому в структуре стали наблюдаются зерна как размером  $40 - 60\text{ мкм}$ , так и  $10 - 20\text{ мкм}$ . В стали, продеформированной со скоростью  $2\text{ с}^{-1}$ , на фоне рекристаллизованных зерен наблюдаются участки с рельефом, характерным для деформированного состояния.

Характер диаграмм деформирования и микроструктура образцов соответствуют данным, полученным в

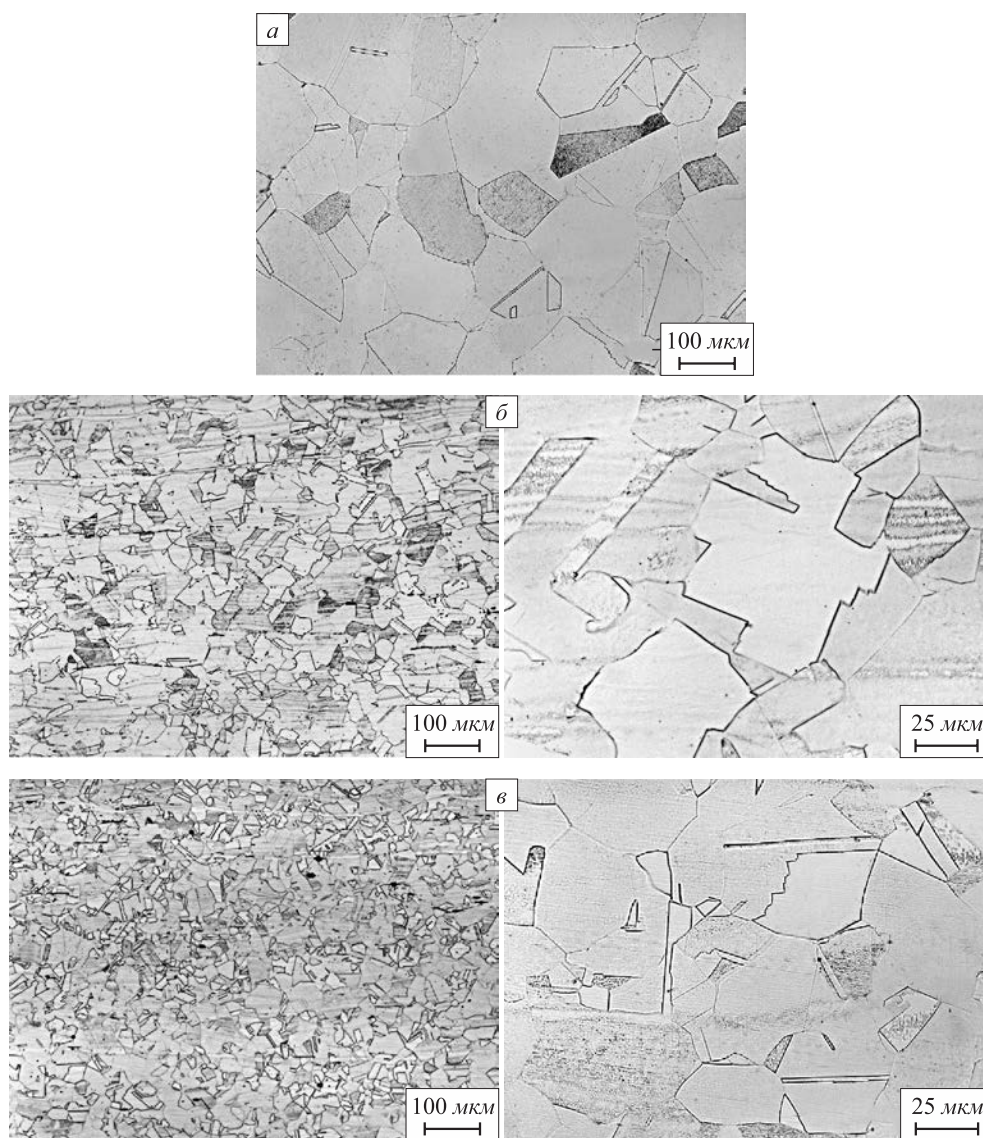


Рис. 2. Микроструктура азотсодержащей стали после деформирования при  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ :  
 а – без деформации; б –  $0,1\text{ с}^{-1}$ ; в –  $1\text{ с}^{-1}$

Fig. 2. Nitrogen-bearing steel microstructure after deformation at  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ :  
 а – before deformation; б –  $0.1\text{ s}^{-1}$ ; в –  $1\text{ s}^{-1}$

работе [20], согласно которым, чем выше температура и меньше скорость деформации, тем меньше напряжение течения на стадии установившейся деформации, меньше общая плотность дислокаций и больше размер субзерен.

Профиль кривых при температурах деформирования 1100 и 1000 °С (рис. 1, б) идентичен кривым при температуре 1200 °С. Однако, как показали структурные исследования, процессы, происходящие при этом в стали, отличаются друг от друга. При скоростях деформации 0,01 с<sup>-1</sup> и 0,1 с<sup>-1</sup> снижение температуры до 1100 °С приводит к развитию динамической рекристаллизации и полигонизации. Структура имеет небольшую разнотернистость (средний размер зерен 25 – 50 мкм). При снижении температуры до 1000 °С при этих скоростях существует возможность только лишь для зарождения мелких зерен по границам крупных, многие границы «зубчатые» (рис. 3, а). Подобный характер структуры наблюдается при температуре 1100 °С при более высоких скоростях. Увеличение скорости деформации при температуре 1000 °С стимулирует развитие процесса деформационного упрочнения, в результате которого формируется грубая структура в виде вытянутых зерен с линиями скольжения, пересекающими их от границы до границы (рис. 3, б).

Понижение температуры деформирования до 900 °С приводит к тому, что скорость деформации в диапазоне 0,1 ÷ 2 с<sup>-1</sup> практически не оказывает влияния на со-

противление деформации, в то время как при скорости 0,01 с<sup>-1</sup> сопротивление значительно меньше вследствие более полного протекания процесса рекристаллизации. Наличие «пика» на диаграмме деформирования при 900 °С и скорости 0,01 с<sup>-1</sup> может указывать на прохождение процессов динамической полигонизации (динамического возврата), что и сказывается, видимо, на низком значении истинного напряжения. Дальнейшее небольшое снижение напряжения течения вероятно связано с изменением морфологии нитридных и карбонитридных частиц.

При температуре 800 °С сопротивление деформации очень высокое, скорость деформации практически не влияет на характер процессов, происходящих при этом в стали. Основным процессом при этих температурах является процесс деформационного наклепа. При скорости деформации 0,01 с<sup>-1</sup> на фоне деформационного упрочнения в самом зерне, по границам зерен, двойников и полос скольжения происходит выделение нитридов и карбонитридов ванадия, ниобия и хрома (рис. 4), что, в свою очередь, приводит к увеличению сопротивления деформации. По всей видимости, поскольку температура деформации ниже, то коагуляция нитридных и карбонитридных частиц происходит значительно менее интенсивно, чем при 900 °С. Выделений вторых фаз при скорости деформации 0,1 с<sup>-1</sup> наблюдается существенно меньше. Это связано с уменьшением времени деформирования, а, следовательно, и периода времени

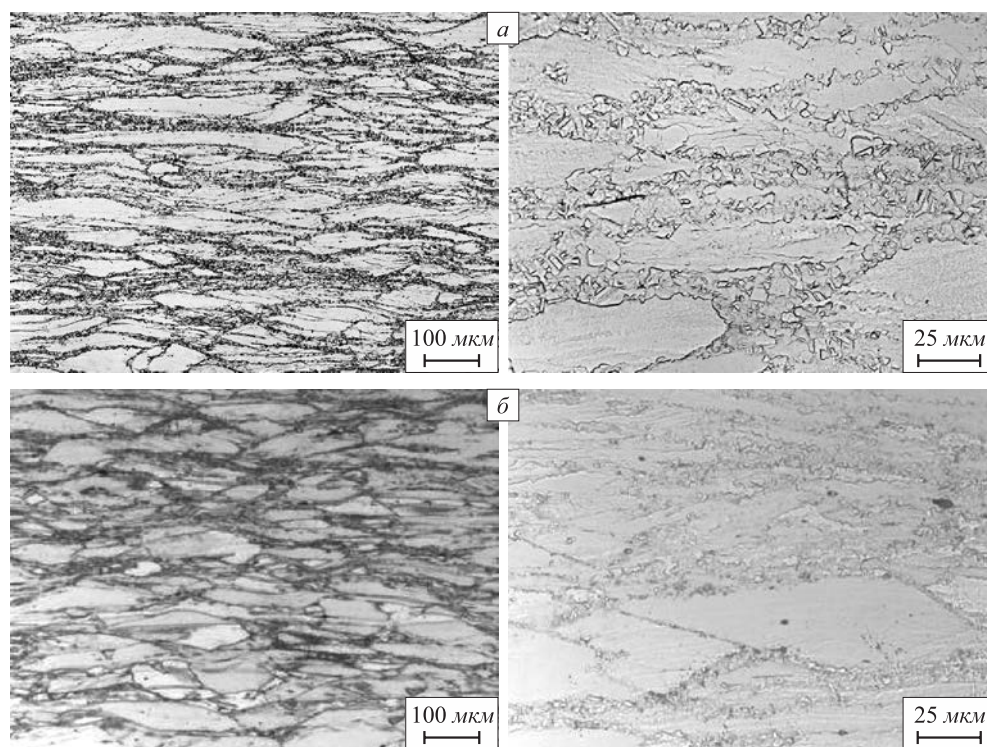


Рис. 3. Микроструктура азотсодержащей стали после деформирования при 1000 °С:  
а – 0,1 с<sup>-1</sup>; б – 1 с<sup>-1</sup>

Fig. 3. Nitrogen-bearing steel microstructure after deformation at 1000 °С:  
а – 0.1 s<sup>-1</sup>; б – 1 s<sup>-1</sup>

выделения нитридов и карбонитридов. С увеличением скорости деформации в структуре практически не наблюдается второй фазы. В то же время при деформировании с высокими скоростями на фоне слабдеформированных зерен формируются области сильных деформационных искажений (рис. 4, б).

На основании полученных деформационных кривых были построены зависимости влияния скорости и температуры на критическую (пороговую) степень деформации  $e_p$  (рис. 5).

Как следует из приведенной зависимости, динамическая рекристаллизация в исследуемой азотсодержащей стали происходит при температурах не ниже 900 °С. Совместное влияние скорости и температуры деформации носит сложный характер, связанный, как показано выше, с преобладанием процессов зарождения и аннигиляции дислокаций, происходящих при этом в стали. Для рекомендации оптимальных интервалов деформирования при операцияхковки, прокатки и штамповки необходимо рассмотреть влияние температуры деформирования на пороговую степень деформации для скорости, соответствующей этой операции (рис. 5, б).

При скорости деформации  $0,01 \text{ с}^{-1}$  (штамповка на прессе) процесс динамической рекристаллизации при температуре 1200 – 1100 °С начинается при значениях деформации порядка  $e = 0,1$  (около 10 % относительно обжатия). Понижение температуры до 1000 и 900 °С

приводит к тому, что для начала процесса динамической рекристаллизации необходимо накопление деформации порядка 20 и 30 % соответственно.

При скорости деформации  $0,1 \text{ с}^{-1}$  (ковка на прессе) в интервале температур 1200 – 1100 °С динамическая рекристаллизация начинается при степени деформации около 20 %. Понижение температуры приводит к увеличению значений критической деформации до 28 – 35 %. При скорости деформации  $1 – 2 \text{ с}^{-1}$  (прокатка) динамическая рекристаллизация начинается в интервале температур 1100 – 1000 °С при степени деформации около 30 %. Понижение температуры приводит к увеличению значений критической деформации до 36 %.

**Выводы.** Установлено, что понижение температуры с 1200 до 800 °С приводит, в зависимости от скорости деформации, к увеличению сопротивления деформации в 4 – 10 раз. Анализ диаграмм деформирования и результаты металлографического исследования показали, что в азотсодержащей стали при температурах выше 1000 °С в процессе однократного деформирования до степени 60 % происходит динамическая рекристаллизация. В интервале температур 1000 – 900 °С реализуются два конкурирующих процесса – динамическая рекристаллизация и деформационное упрочнение. Преобладание одного процесса над другим зависит от степени деформации. При температурах 900 °С и ниже происходят процессы деформационного упрочнения и выделения вторых фаз.

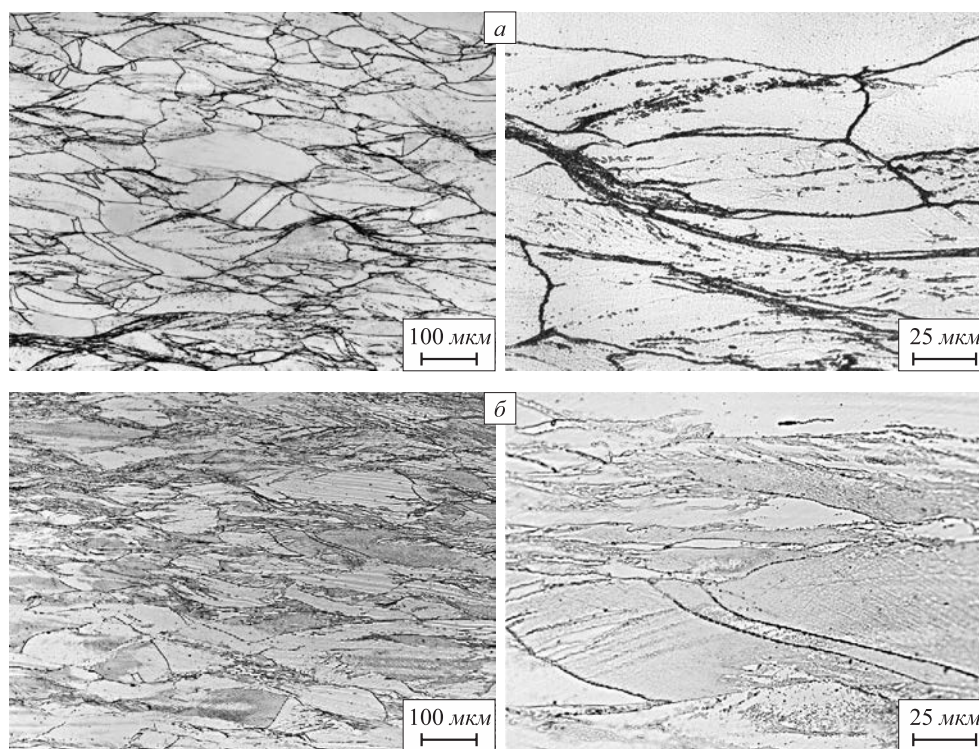


Рис. 4. Микроструктура азотсодержащей стали после деформирования при 800 °С:  
а –  $0,1 \text{ с}^{-1}$ ; б –  $1 \text{ с}^{-1}$

Fig. 4. Nitrogen-bearing steel microstructure after deformation at 800 °С:  
а –  $0.1 \text{ s}^{-1}$ ; б –  $1 \text{ s}^{-1}$

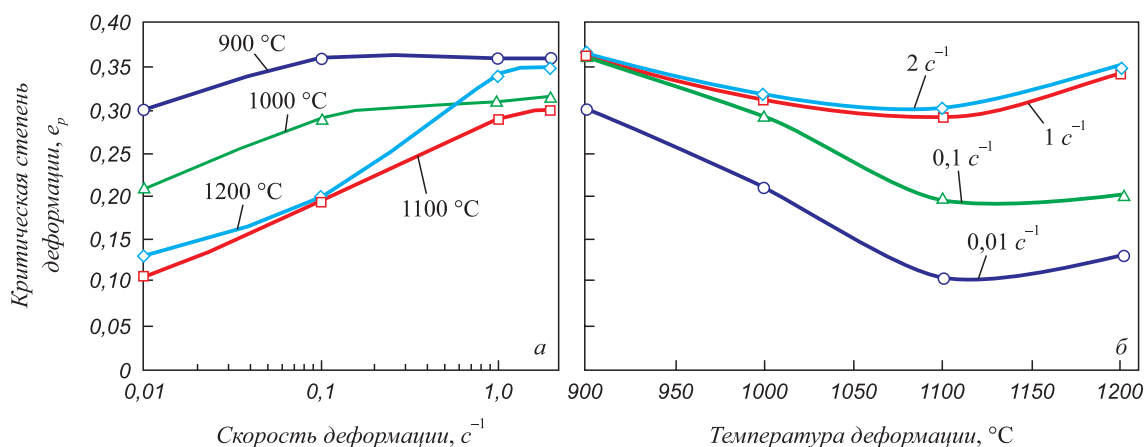


Рис. 5. Зависимость критической (пороговой) степени деформации от скорости (а) и температуры (б)

Fig. 5. Dependence of the strain limit on speed (a) and temperature (b) of deformation

На основании полученных зависимостей можно рекомендовать проведение штамповки и ковки на прессе в интервале 1200 – 1100 °С. Оптимальным интервалом при прокатке является 1100 – 1000 °С. В этих температурных интервалах пороговая степень деформации имеет наименьшие значения. В случае прокатки это значение составляет около 30 %. Поэтому реализация процесса динамической рекристаллизации возможна в случае накопления необходимой деформации при многопроходной прокатке, исходя из возможности существующего прокатного оборудования.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Шпайдель М.О. Новые азотсодержащие аустенитные нержавеющие стали с высокой прочностью и пластичностью // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 11(605). С. 9 – 13.
- Мальшевский В.А., Цуканов В.В., Калинин Г.Ю., Грачев Г.В. Современные маломанганитные стали для судостроения // *Судостроение*. 2009. № 3. С. 66 – 68.
- Калинин Г.Ю., Харьков А.А., Фомина О.В., Голуб Ю.В. К вопросу о перспективах широкого внедрения аустенитных сталей, легированных азотом // *Морской вестник*. 2010. № 4(36). С. 82 – 83.
- Тоньшева О.А., Вознесенская Н.М. Перспективные высокопрочные коррозионно-стойкие стали, легированные азотом (сравнительный анализ) // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № 3. С. 27 – 32.
- Березовская В.В. Система легирования высокоазотистых аустенитных сталей, структура, механические и коррозионные свойства // *Инновации в материаловедении и металлургии: Матер. I Международ. интерактив. науч.-практ. конф.* 13–19 дек. 2011 г., Екатеринбург. Ч. 1. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2012. С. 257 – 266.
- Баных О.А., Блинов В.М., Костина М.В. и др. О возможности применения в российском арматуростроении аустенитных азотистых сталей // *Арматуростроение*. 2014. № 89. С. 67 – 76.
- Костина М.В., Баных О.А., Блинов В.М. Особенности сталей, легированных азотом // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2000. № 12. С. 3 – 6.
- Катада Э., Ванищцу Н., Бабак Х. Стали с повышенным содержанием азота, разработанные в национальном институте материаловедения // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 11 (605). С. 14 – 16.
- Горынин И. В., Мальшевский В. А., Калинин Г. Ю. и др. Коррозионно-стойкие высокопрочные азотистые стали // *Вопросы материаловедения*. 2009. № 3(59). С. 7 – 16.
- Базалеева К.О. Механизмы влияния азота на структуру и свойства сталей (обзор) // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 10(604). С. 17 – 24.
- Калинин Г.Ю., Мушников С.Ю., Нестерова Е.В., Харьков А.А. Исследование структуры и свойств высокопрочной коррозионно-стойкой азотистой стали 04X20H6Г11M2AFB // *Вопросы материаловедения*. 2006. № 1(45). С. 45 – 54.
- Сагарадзе В.В., Уваров А.И., Печеркина Н.Л. и др. Влияние упрочняющей обработки на структуру и механические свойства закаленной азотсодержащей аустенитной стали 04X20H6Г11M2AFB // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2008. № 10(640). С. 33 – 38.
- Калинин Г.Ю., Ямпольский В.Д. Влияние режима горячей пластической деформации на механические свойства и структуру высокопрочных коррозионно-стойких аустенитных сталей, легированных азотом // *Вопросы материаловедения*. 2002. № 2(30). С. 5 – 11.
- Калинин Г.Ю., Мальшевский В.А., Мушников С.Ю. и др. Влияние степени горячей пластической деформации на микроструктуру и механические свойства аустенитной высокопрочной коррозионно-стойкой стали 05X19H5Г12AM2БФ // *Вопросы материаловедения*. 2003. № 4(36). С. 5 – 11.
- Горынин И.В., Рыбин В.В., Мальшевский В.А. и др. Создание перспективных принципиально новых коррозионно-стойких корпусных сталей, легированных азотом // *Вопросы материаловедения*. 2005. № 2(42). С. 40 – 55.
- Спектор Я.И., Куницкая И.Н., Тумко А.Н. и др. Термокинетические диаграммы и механизмы рекристаллизации при многопроходной горячей деформации специальных сталей // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2009. № 1. С. 11 – 17.
- Спектор Я.И., Куницкая И.Н., Ольшанецкий В.Е. Динамическая рекристаллизация специальных сталей при многопроходной горячей деформации // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2010. № 2. С. 45 – 49.
- Коджаспиров Г.Е., Сулягин Р.В., Карьялайнен Л.П. Влияние температурно-деформационных условий на упрочнение и разупрочнение азотсодержащих коррозионно-стойких сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 112. С. 22 – 26.
- Физическое материаловедение / С.В. Грачев, В.Р. Бараз, А.А. Богатов и др. – Екатеринбург: Изд-во УГТИ–УПИ, 2001. – 534 с.
- Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: МИСИС, 2005. – 432 с.

Поступила 24 января 2017 г.

## STRUCTURE FORMATION OF HIGH STRENGTH NITROGEN-BEARING STEEL UNDER HOT DEFORMATION

*O.V. Fomina*

Academician I.V. Gorynin Central Research Institute of Structural Materials “Prometey” National Research Center “Kurchatov Institute”, St. Petersburg, Russia

**Abstract.** Deformation resistance characteristics of nitrogen-bearing steel of Cr–Ni–Mn alloying composition have been defined with the help of universal research complex Gleeble 3800 at various temperatures between 1200 and 800 °C depending on the strain rate. Temperature and deformation conditions of dynamic recrystallization depending on the strain rate have been determined by analyzing the deformation diagrams, namely that of the deformation limit beginning the process. Optimum temperature regimes for industrial hot stamping, forging and rolling have been recommended. It has been found that at a degree of true strain  $\epsilon = 0.9$  the dynamic recrystallization of steel occurs in the range of  $10^{-2} \div 2 \text{ s}^{-1}$  of strain rate at temperatures not lower than 900 °C. The experimental data have been confirmed by metallographic research. Studies have shown that the processes of structure formation during isothermal deformation of steel at different speeds have some differences at temperatures above 900 °C. The higher the temperature and the lesser the strain rate, the greater is the development of relaxation. It was found that at a strain rate of  $0.01 \text{ s}^{-1}$  corresponding to hot stamping, dynamic recrystallization in the temperature range of 1200 – 1100 °C deformation starts at values equal to  $\epsilon = 0.1$  (about 10 % of relative reduction). When the temperature lowers to 1000 and 900 °C it is necessary to accumulate deformation to 20 and 30 %, respectively. Increasing the strain rate to  $0.1 \text{ s}^{-1}$  (when forging) leads to the fact that at temperatures above 1100 °C dynamic recrystallization begins at a degree of deformation about 20 %; at temperatures of 1000 and 900 °C about 28 and 35 %, respectively. When the strain rate is  $1 - 2 \text{ s}^{-1}$  (when rolling) dynamic recrystallization starts when the temperature range is 1100 – 1000 °C and degree of deformation equals to 30 %. Lowering the temperature to 900 °C, as well as increasing to 1200 °C, increases the limit degree to 36 %.

**Keywords:** nitrogen-bearing steel, hot deformation, deformation resistance dynamic, metadynamic, and static recrystallization; strain limit.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2017-3-216-222

### REFERENCES

- Shpaidel' M.O. New nitrogen-bearing austenitic stainless steels with high strength and ductility. *Metal Science and Heat Treatment*. 2005, vol. 47, Issue 11, pp. 489–493.
- Malyshevskii V.A., Tsukanov V.V., Kalinin G.Yu., Grachev G.V. Modern low magnetic steel for shipbuilding. *Sudostroenie*. 2009, no. 3, pp. 66–68. (In Russ.).
- Kalinin G.Yu., Khar'kov A.A., Fomina O.V., Golub Yu.V. On the prospects of the widespread introduction of austenitic steels alloyed with nitrogen. *Morskoj vestnik*. 2010, no. 4(36), pp. 82–83. (In Russ.).
- Tonysheva O.A., Voznesenskaya N.M. Advanced high-strength corrosion-resistant steel alloyed with nitrogen (comparative analysis). *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*. 2014, no. 3, pp. 27–32. (In Russ.).
- Berezovskaya V.V. Alloying system of high-austenitic steels, structure, mechanical and corrosion properties. In: *Innovatsii v materialovedenii i metallurgii: materialy I mezhdunar. interaktiv. nauch.-prakt. konf. 13–19 dek. 2011 g., Ekaterinburg* [Innovations in materials science and metallurgy materials: I Intern. interactive scientific-practical conf., 13–19 December, 2011, Ekaterinburg]. Part.1. Ekaterinburg: Izd-vo Ural. un-ta, 2012, pp. 257–266. (In Russ.).
- Bannykh O.A., Blinov V.M., Kostina M.V., Blinov E.V., Muradyan S.O. Nitrogenous austenitic steels applied in Russian valve industry. *Armaturostroenie*. 2014, no. 89, pp. 67–76. (In Russ.).
- Kostina M.V., Bannykh O.A., Blinov V.M. Special features of steels alloyed with nitrogen. *Metal Science and Heat Treatment*. 2000, vol. 42, no. 11, pp. 459–462.
- Katada Y., Washizu N., Baba H. Development of high-nitrogen steels in the National Institute for Materials Science. *Metal Science and Heat Treatment*. 2005, vol. 47, Issue 11–12, pp. 494–496.
- Gorynin I.V., Malyshevskii V.A., Kalinin G.Yu., Mushnikova S.Yu., Bannykh O.A. etc. Corrosion-resistant high-nitrogen steel. *Voprosy materialovedeniya*. 2009, no. 3(59), pp. 7–16. (In Russ.).
- Bazaleeva K.O. Mechanisms of the influence of nitrogen on the structure and properties of steels (A review). *Metal Science and Heat Treatment*. 2005, vol. 47, Issue 9, pp. 455–461.
- Kalinin G.Yu., Mushnikova S.Yu., Nesterova E.V., Khar'kov A.A. Investigation of the structure and properties of high-strength corrosion-resistant nitrogen steel 04Kh20N6G11M2AFB. *Voprosy materialovedeniya*. 2006, no. 1(45), pp. 45–54. (In Russ.).
- Sagaradze V.V., Uvarov A.I., Pecherikina N.L., Kalinin G.Yu., Mushnikova S.Yu. Effect of strengthening treatment on the structure and mechanical properties of hardened nitrogen-bearing austenitic steel 04Kh20N6G11AM2BF. *Metal Science and Heat Treatment*. 2008, vol. 50, Issue 9, pp. 489–494.
- Kalinin G.Yu., Yampol'skii V.D. Effect of hot plastic deformation regime on the structure and mechanical properties of high corrosion-resistant austenitic steels alloyed with nitrogen. *Voprosy materialovedeniya*. 2002, no. 2(30), pp. 5–11. (In Russ.).
- Kalinin G.Yu., Malyshevskii V.A., Mushnikova S.Yu., Petrov S.N., Yampol'skii V.D. Effect of the degree of hot plastic deformation on microstructure and mechanical properties of austenitic high-strength corrosion-resistant steel 05Kh19N5G12AM2BF. *Voprosy materialovedeniya*. 2003, no. 4(36), pp. 5–11. (In Russ.).
- Gorynin I.V., Rybin V.V., Malyshevskii V.A., Kalinin G.Yu., Mushnikova S.Yu., Malakhov N.V., Yampol'skii V.D. Creating new advanced corrosion-resistant vessel steels alloyed with nitrogen. *Voprosy materialovedeniya*. 2005, no. 2(42), pp. 40–55. (In Russ.).
- Spektor Ya.I., Kunitskaya I.N., Tumko A.N. etc. Thermokinetic charts and recrystallization of special steels during multipass hot deformation. *Novi materiali i tekhnologii v metalurgii ta mashinobuduvanni*. 2009, no. 1, pp. 11–17. (In Russ.).
- Spektor Ya.I., Kunitskaya I.N., Ol'shanetskii V.E. Dynamic recrystallization of special steels at multipass hot deformation. *Novi materiali i tekhnologii v metalurgii ta mashinobuduvanni*. 2010, no. 2, pp. 45–49. (In Russ.).
- Kodzhaspirov G.E., Sulyagin R.V., Kar'yalainen L.P. Effect of temperature and deformation conditions on hardening and softening of nitrogen-bearing corrosion-resistant steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 2005, no. 11–12, pp. 502–506.
- Grachev S.V., Baraz V.R., Bogatov A.A. etc. *Fizicheskoe metallovedenie* [Physical metal science]. Ekaterinburg: Izd-vo UGTI–UPI, 2001, 534 p. (In Russ.).
- Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. *Rekristallizatsiya metallov i splavov* [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow: MISIS, 2005, 432 p. (In Russ.).

### Information about the author:

*O.V. Fomina*, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Scientific-Production complex (oknir@crism.ru)

Received January 24, 2017