

## ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СУПЕРМАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕЙ ОСАДКИ

С.В. Рущиц<sup>1</sup>, А.М. Ахмедьянов<sup>1</sup>, М.А. Смирнов<sup>2</sup>,  
И.В. Лапина<sup>1</sup>, В.Я. Гольдштейн<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск,

<sup>2</sup> ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности», г. Челябинск,

<sup>3</sup> ЗАО «Ферросплав», г. Челябинск

На симуляторе термомеханических процессов Gleeble-3800 проведено моделирование горячей деформации одноосной осадкой супермартенситной стали 02X13H4M в интервале температур 900–1200 °С со скоростями деформации в диапазоне 0,01–10 с<sup>-1</sup>. Показано, что напряжения течения увеличиваются с понижением температуры и ростом скорости деформации. При одинаковых температурно-скоростных режимах деформации напряжения течения супермартенситной стали 02X13H4M превосходят напряжения течения мартенситной стали 20X13. Критические деформации, требуемые для начала динамической рекристаллизации, в сталях 02X13H4M и 20X13 имеют близкие значения. Энергия активации процессов горячей деформации стали 02X13H4M (442 кДж/моль), определенная регрессионным анализом экспериментальных данных, оказалась несколько выше, чем для стали 20X13 (430 кДж/моль). Высказано предположение, что это различие обусловлено пониженным содержанием углерода в супермартенситной стали и ее легированием молибденом, резко повышающим энергию активации самодиффузии  $\gamma$ -железа.

*Ключевые слова:* горячая деформация; динамическая рекристаллизация; динамический возврат; энергия активации; высокохромистые коррозионностойкие стали.

### Введение

Высокохромистые коррозионностойкие стали мартенситного класса широко используются для изготовления лопаток и дисков паровых турбин, различных деталей авиастроения, обсадных бесшовных труб. Однако применение традиционных мартенситных сталей типа 20X13 в нефтегазовой отрасли ограничено их плохой свариваемостью и недостаточной вязкостью при отрицательных температурах. Отмеченных недостатков лишены высокохромистые «супермартенситные» стали [1–3]. Низкое содержание углерода ( $\leq 0,02\%$ ) в этих сталях улучшает свариваемость, введение никеля (3–4%) предотвращает образование  $\delta$ -феррита и одновременно повышает низкотемпературную ударную вязкость, добавки молибдена (0,5–2%) подавляют выделение карбидов хрома и улучшают сопротивление питтинговой коррозии.

В производственных условиях высокохромистые стали подвергаются горячей прокатке, ковке или прессованию с последующей термической обработкой. Разработка оптимальных режимов указанных технологических процессов требует глубокого изучения

закономерностей формирования структуры и механических свойств высокохромистых сталей в условиях горячей деформации. Для мартенситной стали 20X13 такие исследования проведены в работах [4–6]. В настоящей работе изучены особенности горячей деформации стали 02X13H4M супермартенситного класса.

### Материал и методика исследования

Химический состав стали 02X13H4M, полученной вакуумной плавкой в лабораторных условиях, приведен в таблице. Слиток исследуемой стали подвергался горячей прокатке с последующей гомогенизацией при температуре 1000 °С.

Из гомогенизированных прутков вырезали цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм. Одноосное сжатие образцов производилось на физическом симуляторе Gleeble-3800 в интервале температур 900–1200 °С со скоростями деформации 0,01; 0,1; 1 и 10 с<sup>-1</sup>. Деформация фиксировалась датчиком продольной деформации по уменьшению высоты образца. Температура образца контролировалась термопарой, приваренной к центральной части образца. Для уменьшения тре-

## Химический состав сталей

Марка	Массовая доля элементов, %								
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	N
02X13H4M	0,02	0,57	0,30	0,008	0,006	12,44	4,07	1,42	0,01

ния между бойками и образцом использовалась графитовая фольга.

Образцы нагревали до температуры 1200 °С со скоростью 5 °С/с, выдерживали 10 мин и затем охлаждали со скоростью 10 °С/с до заданной температуры испытания. Минутная выдержка перед началом деформации обеспечивала выравнивание температуры по объему образца. По окончании деформации образцы ускоренно охлаждались струей воды для последующего изучения аустенитной структуры, сформированной в процессе высокотемпературной деформации. С этой целью закаленные цилиндрические образцы разрезали вдоль их оси и подвергали шлифов-

ке. Границы аустенитных зерен вытравливали реактивом на основе насыщенного раствора пикриновой кислоты (6 г) в этиловом спирте (100 мл) с добавками соляной кислоты (2 мл). На оптическом микроскопе С. Zeiss Observer изучали структуру центральной части протравленных шлифов.

### Результаты и их обсуждение

Экспериментальные кривые изотермической деформации стали 02X13H4M приведены на рис. 1 (сплошные линии). На рис. 1 для сравнения представлены диаграммы деформации стали 20X13, полученные нами ранее [4] (пунктирные линии).

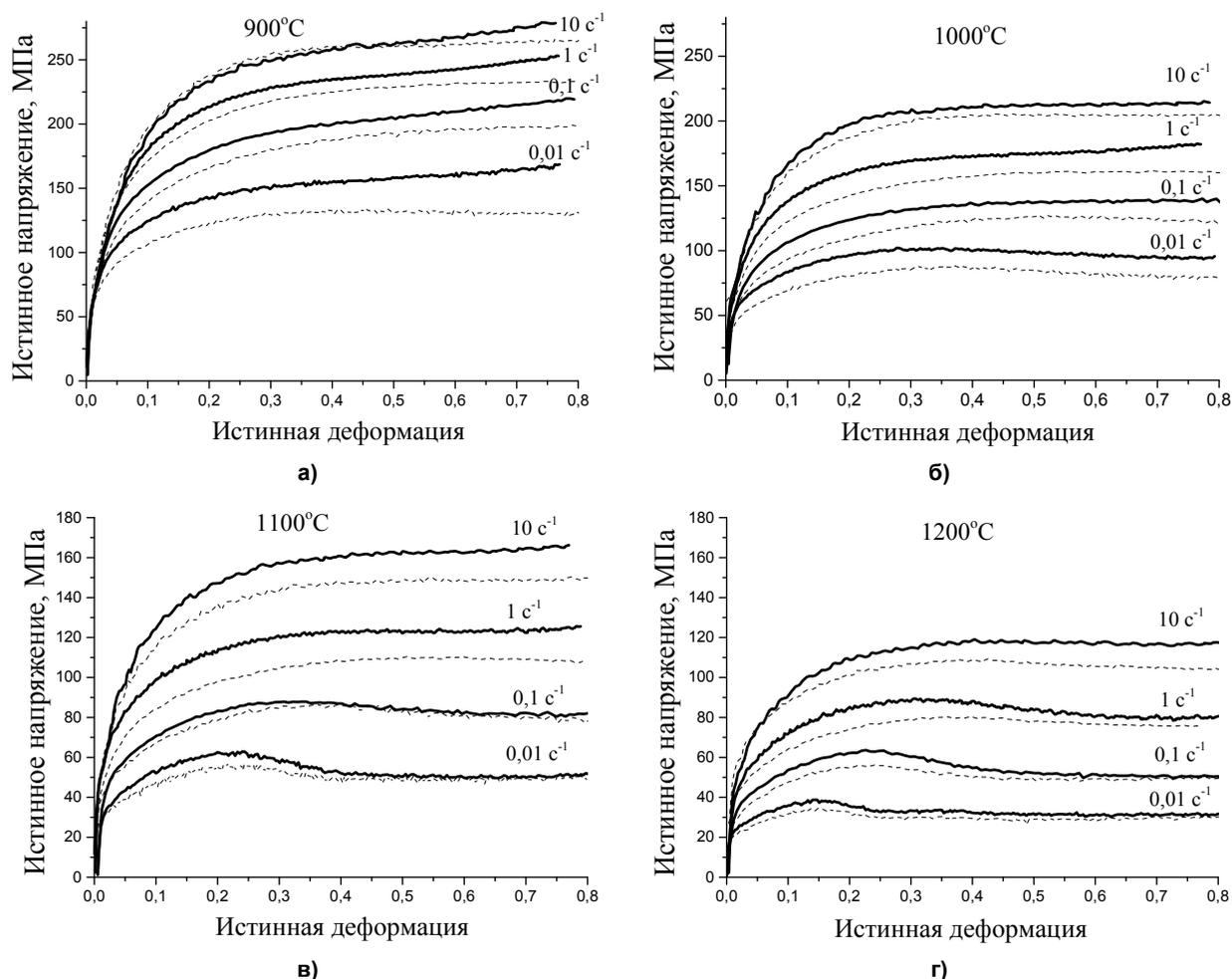


Рис. 1. Диаграммы деформации сталей 02X13H4M2 (сплошные линии) и 20X13 (пунктирные линии) [6]

Общая тенденция, отчетливо видимая на рис. 1, заключается в том, что напряжения деформирования сталей падают с ростом температуры и с уменьшением скорости деформации. Вид диаграмм, отвечающих разным температурно-скоростным режимам деформации, также претерпевает закономерные изменения.

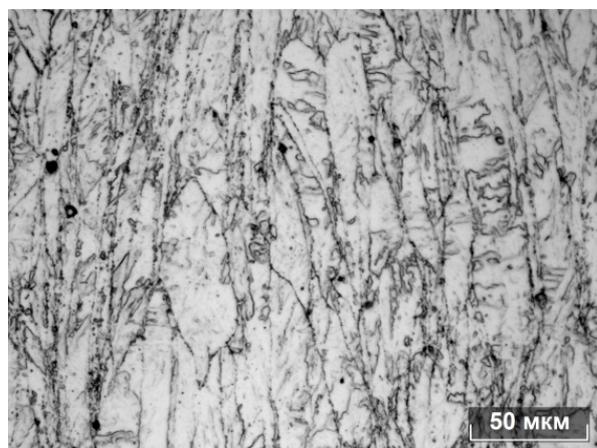
При относительно низких температурах и/или высоких скоростях деформации напряжения течения с ростом деформации  $\varepsilon$  достигают некоторого максимального значения  $\sigma_s$  и затем остаются практически постоянными в силу установившегося баланса между процессами деформационного упрочнения и разупрочнения, обусловленного динамическим возвратом. Такие диаграммы деформации с четко выраженным плато (установившейся стадией) отвечают, в частности, деформации при температуре 1100 °С с высокой скоростью 10 с<sup>-1</sup>, а также деформации при температуре 1000 °С в более широком диапазоне скоростей 0,1–10 с<sup>-1</sup>. Следует отметить, что при наименьшей температуре деформации 900 °С напряжения течения стали 02X13H4M, не достигая выхода на установившуюся стадию, испытывают новый подъем, начиная с деформации порядка 0,5. Связан ли наблюдаемый подъем напряжений с индуцированным деформацией выделением карбонитридов, иными структурными изменениями или с какими-либо неучтенными «инструментальными» факторами, остается в настоящий момент неясным. Типичная структура, формирующаяся в температурно-скоростных режимах деформации, контролируемых динамическим воз-

вратом, представляет собой сильно деформированные, вытянутые в радиальном направлении зерна аустенита (рис. 2, а).

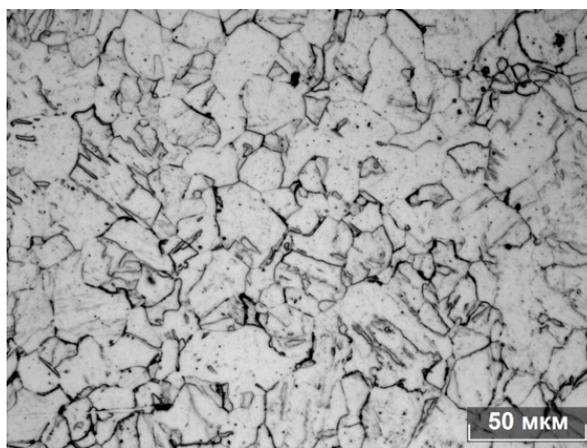
При относительно высоких температурах и/или малых скоростях деформации на процессы динамического возврата накладывается дополнительный механизм разупрочнения – динамическая рекристаллизация. В результате, напряжения течения при некоторой деформации  $\varepsilon_p$  достигают пикового значения  $\sigma_p$ , после чего происходит их падение с последующим выходом на установившийся уровень  $\sigma_{ss}$ . Пример динамически рекристаллизованной структуры, сформировавшейся в результате деформации при температуре 1100 °С со скоростью 0,1 с<sup>-1</sup>, приведен на рис. 2, б.

Отметим, что в режимах деформации, сопровождаемых динамической рекристаллизацией, пиковые напряжения  $\sigma_p$  в стали 02X13H4M достигаются при деформациях  $\varepsilon_p$ , близких к таковым для стали 20X13 (см. рис. 1).

Совместный анализ вида диаграмм деформации и результатов микроструктурных исследований позволяет установить области температур и скоростей деформации, в которых горячая деформация контролируется процессами динамического возврата или динамической рекристаллизации. Соответствующая карта механизмов динамического разупрочнения стали 02X13H4M2 в координатах температура деформации – логарифм скорости деформации представлена на рис. 3. Пунктирными линиями обозначена область температурно-скоростных режимов деформации, в которой наблюдается смешанная



а)



б)

Рис. 2. Микроструктура стали 02X13H4M2: а – деформация при температуре 900 °С со скоростью 0,1 с<sup>-1</sup>; б – деформация при температуре 1100 °С со скоростью 0,1 с<sup>-1</sup>

структура, отвечающая неполному прохождению динамической рекристаллизации.

Сравнение экспериментальных диаграмм деформации сталей 02X13H4M и 20X13 (см. рис. 1) показывает, что при одинаковых режимах деформации кривые истинных напряжений стали 02X13H4M лежат выше соответствующих кривых стали 20X13. Однако различие в уровне напряжений деформирования двух сталей невелико и не превышает 15 МПа.

На рис. 4 установившиеся ( $\sigma_s$ ) либо пиковые ( $\sigma_p$ ) напряжения стали 02X13H4M представлены в зависимости от обратной величины абсолютной температуры деформации. За напряжения  $\sigma_s$  режимов деформации

при температуре 900 °С приняты напряжения течения, отвечающие деформации 0,5.

Результаты, представленные на рис. 1 и 4, показывают, что напряжения деформирования падают с ростом температуры и уменьшением скорости деформации в полном соответствии с представлениями о том, что совместное влияние температуры и скорости деформации на деформационное поведение металлических материалов описывается параметром Зинера – Холломоны:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right). \quad (1)$$

Здесь  $\dot{\epsilon}$  и  $T$  – соответственно скорость и абсолютная температура деформации;  $R$  – газо-

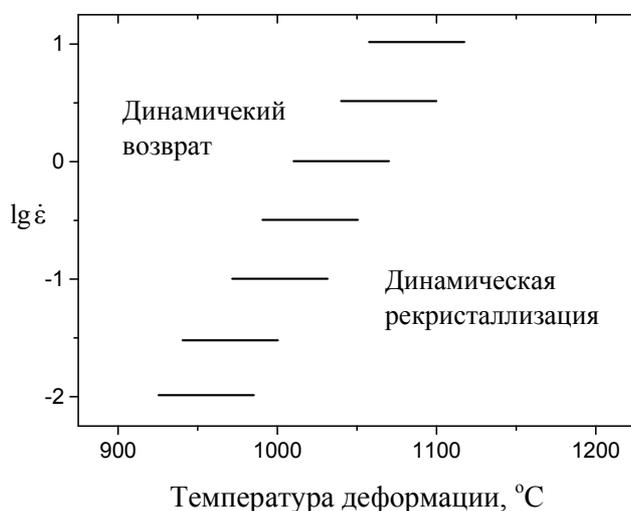


Рис. 3. Диаграмма механизмов динамического разупрочнения стали 02X13H4M2

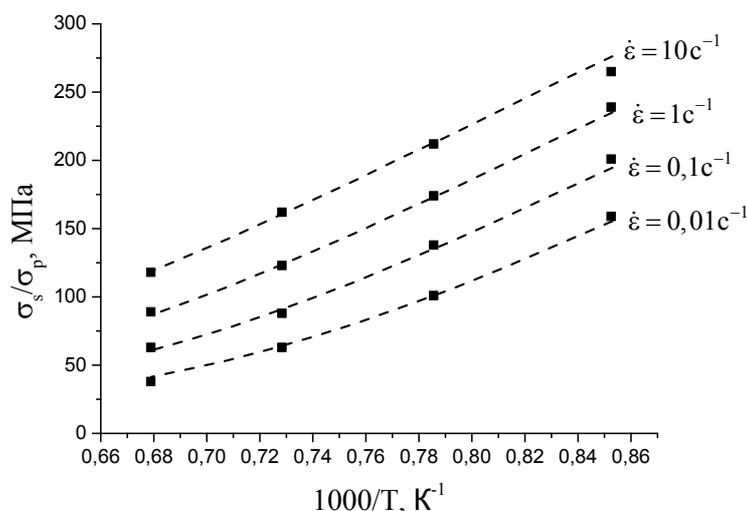


Рис. 4. Установившиеся и пиковые напряжения стали 02X13H4M2 (черные маркеры) в зависимости от обратной величины абсолютной температуры деформации. Пунктирные линии – расчет по (3)

вая постоянная;  $Q$  – эффективная энергия активации процессов горячей деформации.

В условиях баланса между процессами упрочнения и разупрочнения параметр  $Z$  Зинера – Холломона связан с установившимися напряжениями  $\sigma_s$  феноменологическим выражением Селларса [7]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\text{sh}(\alpha \sigma_s)]^n. \quad (2)$$

Соответственно, для самих напряжений  $\sigma_s$  справедливо:

$$\sigma_s = \frac{1}{\alpha} \left( \text{arsh}\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} \right). \quad (3)$$

В (2) и (3)  $A$ ,  $\alpha$ ,  $n$  – подлежащие определению константы исследуемого материала.

Для режимов деформации, в которых единственным механизмом разупрочнения является динамический возврат, установившиеся напряжения  $\sigma_s$  непосредственно определяются из экспериментальных кривых течения. В режимах деформации, сопровождаемых динамической рекристаллизацией, напряжения течения могут достигать максимальных значений  $\sigma_p$  еще до выхода на установившуюся стадию, контролируруемую динамическим возвратом. Поэтому для нахождения значений  $\sigma_s$  требуется детальный анализ кривых течения, как это сделано нами в [4]. Однако учитывая, что разница между напряжениями  $\sigma_p$  и  $\sigma_s$ , как правило, невелика, в качестве грубой оценки напряжений  $\sigma_s$  в режимах деформации, сопровождающихся динамической рекристаллизацией, примем значения пиковых напряжений  $\sigma_p$ . Тогда энергия  $Q$  в выражениях (2) и (3) приобретает смысл энергии активации процессов динамического возврата. В этом приближении был проведен регрессионный анализ экспериментальных данных для стали 02X13H4M, представленных на рис. 4. Значения напряжений  $\sigma_s$ , отвечающие температуре деформации 900 °С, как недостаточно достоверные исключены из анализируемого массива данных.

Регрессионный анализ дал следующий набор искоемых параметров:  $Q = 442$  кДж/моль,  $\alpha = 0,01$ ,  $A = 5,41 \cdot 10^{15}$ ,  $n = 5,53$ . Результаты расчета напряжений  $\sigma_s$  по (3) с использованием полученных параметров приведены на

рис. 4 (пунктирные линии). Для всех температурно-скоростных режимов деформации экспериментальные точки, относящиеся к стали 02X13H4M, с высокой точностью укладываются на регрессионные кривые. Значимые отклонения (порядка 10 МПа) наблюдаются только для режима деформации 900 °С,  $10 \text{ с}^{-1}$ , исключенного из регрессионного анализа по указанным выше причинам.

Более высокая энергия активации процессов горячей деформации стали 02X13H4M (442 кДж/моль) по сравнению со сталью 20X13 (427 кДж/моль [4]), по-видимому, обусловлена понижением содержания углерода в супермартенситной стали и ее легированием молибденом, резко повышающим энергию активации самодиффузии  $\gamma$ -железа [8].

### Заключение

Проведенное моделирование горячей деформации супермартенситной стали 02X13H4M в интервале температур 900–1200 °С со скоростями деформации в диапазоне  $0,01$ – $10 \text{ с}^{-1}$  позволяет сформулировать следующие выводы.

1. Напряжения течения исследуемой стали увеличиваются с понижением температуры и ростом скорости деформации. При одинаковых температурно-скоростных режимах деформации напряжения течения стали супермартенситной стали 02X13H4M превосходят напряжения течения мартенситной стали 20X13.

2. Критические деформации, требуемые для начала динамической рекристаллизации в сталях 02X13H4M и 20X13 имеют близкие значения.

3. Энергия активации процессов горячей деформации стали 02X13H4M (442 кДж/моль) несколько выше, чем для стали 20X13 (430 кДж/моль). По-видимому, это различие обусловлено уменьшением содержания углерода и легированием супермартенситной стали молибденом, резко повышающим энергию активации самодиффузии  $\gamma$ -железа.

4. Построенная карта механизмов динамического разупрочнения и полученное выражение для установившихся напряжений течения позволяют предсказывать деформационное поведение стали 02X13H4M при заданных температурно-скоростных режимах горячей деформации.

### Литература

1. Alloy Design of Super 13% Cr Martensitic Stainless Steel / K. Kondo, M. Ueda, K. Ogawa

et al. // *Supermartensitic Stainless Steels'99*. – Brussels, Belgium, 1999. – P. 11–18.

2. *Microstructural Evolution and Low Temperature Impact Toughness of a Fe–13%Cr–4%Ni–Mo Martensitic Stainless Steel* / Y.Y. Song, D.H. Ping, F.X. Yin et al. // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – Vol. 527. – P. 614–618. DOI: 10.1016/j.msea.2009.08.022

3. *Microstructure and Properties of 13Cr5Ni1Mo Super Martensitic Stainless Steel* / X.P. Ma, L.J. Wang, C.M. Liu, S.V. Subramanian // *Materials Science and Engineering A*. – 2012. – Vol. 539. – P. 271–279. DOI: 10.1016/j.msea.2012.01.093

4. Ахмедьянов, А.М. Физическое и математическое моделирование горячей деформации стали 20Х13 / А.М. Ахмедьянов, С.В. Рущиц, М.А. Смирнов // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*. – 2013. – Т. 13, вып. 2. – С. 116–124.

5. Ren, F. *Constitutive Modeling of Hot Deformation Behavior of X20Cr13 Martensitic Stain-*

*less Steel with Strain Effect* / F. Ren, J. Chen, F. Chen // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2014. – Vol. 24. – P. 1407–1413. DOI: 10.1016/S1003-6326(14)63206-4

6. Cao, Y. *On the Hot Deformation Behavior of AISI 420 Stainless Steel Based on Constitutive Analysis and CSL Model* / Y. Cao, H. Di, R. Mishra, X. Yi, J. Zhang, T. Ma // *Materials Science and Engineering A*. – 2014. – Vol. 593. – P. 111–119. DOI: 10.1016/j.msea.2013.11.030

7. Sellars, C.M. *La Relation Entre la Résistance et la Structure Dans la Deformation à Chaud* / C.M Sellars, W. McTegart // *Mémoires scientifiques de la revue de métallurgie*. – 1966. – Vol. 63. – P. 731–746.

8. О влиянии легирования на энергию активации самодиффузии в  $\gamma$ -железе / А.А. Васильев, С.Ф. Соколов, Н.Г. Колбасников, Д.Ф. Соколов // *Физика твердого тела*. – 2011. – Т. 53, вып. 11. – С. 2086–2092. DOI: 10.1134/S1063783411110308

**Рущиц Сергей Вадимович**, д-р физ.-мат. наук, профессор кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; rushchitsv@susu.ru.

**Ахмедьянов Александр Маратович**, начальник лаборатории физического моделирования термомеханических процессов, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; akhmedianovam@susu.ru.

**Смирнов Михаил Анатольевич**, д-р техн. наук, профессор, главный научный сотрудник лаборатории термической обработки, ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности», г. Челябинск.

**Лапина Ирина Вильевна**, канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; lapinaiv@susu.ru.

**Гольдштейн Владимир Яковлевич**, д-р техн. наук, профессор, ведущий научный сотрудник научно-внедренческого центра, ЗАО «Ферросплав», г. Челябинск.

*Поступила в редакцию 14 октября 2016 г.*

## DEFORMATION BEHAVIOR OF SUPERMARTENSITIC STAINLESS STEEL IN HOT COMPRESSION TESTS

S.V. Rushchits<sup>1</sup>, [rushchitcsv@susu.ru](mailto:rushchitcsv@susu.ru),  
A.M. Akhmed'yanov<sup>1</sup>, [akhmedianovam@susu.ru](mailto:akhmedianovam@susu.ru),  
M.A. Smirnov<sup>2</sup>,  
I.V. Lapina<sup>1</sup>, [lapinaiv@susu.ru](mailto:lapinaiv@susu.ru),  
V.Ya. Gol'dshteyn<sup>3</sup>

<sup>1</sup> South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation,

<sup>2</sup> Russian Research Institute of the Tube and Pipe Industries (RosNITI),  
Chelyabinsk, Russian Federation,

<sup>3</sup> JSC "Ferrosplav", Chelyabinsk, Russian Federation

The deformation behavior of supermartensitic stainless steel 02Cr13Ni4Mo was investigated through compression test using Gleeble-3800 thermo-mechanical simulator within the temperature range of 900–1200 °C and strain rate range of 0,01–10 s<sup>-1</sup>. The results showed that the flow stress increases with the drop in the temperature and increasing strain rate. Flow stress of supermartensitic steel exceeds the flow stress of martensitic steel 20Cr13 for same regimes of deformation. Critical strain required to start dynamic recrystallization has similar values for supermartensitic and martensitic steel. The activation energy of hot deformation of supermartensitic steel (442 kJ/mole) is slightly higher than that of martensitic steel (430 kJ/mole). Apparently, this difference is due to a decrease in the carbon content and addition of molybdenum in the supermartensitic steel, which dramatically increases the activation energy of self-diffusion of  $\gamma$ -iron.

*Keywords:* hot deformation; dynamic recrystallization; dynamic recovery; activation energy; high-chromium stainless steel.

### References

1. Kondo K., Ueda M., Ogawa K., Amaya H., Hirata H., Takabe H., Miyazaki Y. Alloy Design of Super 13% Cr Martensitic Stainless Steel. *Supermartensitic Stainless Steels'99*. Brussels, Belgium, 1999, pp. 11–18.
2. Song Y.Y., Ping D.H., Yin F.X., Li X.Y., Li Y.Y. Microstructural Evolution and Low Temperature Impact Toughness of a Fe–13%Cr–4%Ni–Mo Martensitic Stainless Steel. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, no. 3, pp. 614–618. DOI: 10.1016/j.msea.2009.08.022
3. Ma X.P., Wang L.J., Liu C.M., Subramanian S.V. Microstructure and Properties of 13Cr5Ni1Mo Super Martensitic Stainless Steel. *Materials Science and Engineering A*, 2012, vol. 539, pp. 271–279. DOI: 10.1016/j.msea.2012.01.093
4. Akhmed'yanov A.M., Rushchits S.V., Smirnov M.A. Physical and Numerical Modeling of Hot Deformation Behavior of 20Kh13 Steel. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2013, vol. 13, no. 2, pp. 116–124. (in Russ.)
5. Ren F., Chen J., Chen F. Constitutive Modeling of Hot Deformation Behavior of X20Cr13 Martensitic Stainless Steel with Strain Effect. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, vol. 24, no. 5, pp. 1407–1413. DOI: 10.1016/S1003-6326(14)63206-4
6. Cao Y., Di H., Misra R.D.K., Yi X., Zhang J., Ma T. On the Hot Deformation Behavior of AISI 420 Stainless Steel Based on Constitutive Analysis and CSL Model. *Materials Science and Engineering A*, 2014, vol. 593, pp. 111–119. DOI: 10.1016/j.msea.2013.11.030
7. Sellars C.M., Tegart W.J.McG. La relation entre la résistance et la structure dans la déformation à chaud. *Mémoires scientifiques de la revue de métallurgie*, 1966, vol. 63, pp. 731–746.

8. Vasilyev A.A., Sokolov S.F., Kolbasnikov N.G., Sokolov D.F. Effect of Alloying on the Self-Diffusion Activation Energy in  $\gamma$ -Iron. *Physics of the Solid State*, 2011, vol. 53, no. 11, pp. 2194–2200. DOI: 10.1134/S1063783411110308

*Received 14 October 2016*

---

### ОБРАЗЕЦ ЦИТИРОВАНИЯ

Деформационное поведение коррозионнстойкой супермартенситной стали в условиях горячей осадки / С.В. Рушиц, А.М. Ахмедьянов, М.А. Смирнов и др. // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2016. – Т. 16, № 4. – С. 109–116. DOI: 10.14529/met160412

### FOR CITATION

Rushchits S.V., Akhmed'yanov A.M., Smirnov M.A., Lapina I.V., Gol'dshteyn V.Ya. Deformation Behavior of Supermartensitic Stainless Steel in Hot Compression Tests. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2016, vol. 16, no. 4, pp. 109–116. (in Russ.) DOI: 10.14529/met160412

---