

Effect of increasing nickel and molybdenum content in austenitic steel on thermal deformation conditions for achieving the peak strain

A. S. Tsvetkov^{†,1,2}, I. V. Teplukhina¹, A. V. Kosulnikova¹

[†]a.s.tsvetkov@gmail.com

¹NRC “Kurchatov institute” - CRISM “Prometey”, St. Petersburg, 191015, Russia

²Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, 195251, Russia

Obtaining the required grain size in steel forgings with austenitic metal structure is a problem, especially for the forged thick-walled blanks made by forging on hydraulic presses. For such steels, there is no possibility of grain refinement during heat treatment like for steels of the bainitic and martensitic classes which undergo polymorphic transformation. In this case, refinement to the required grain size is possible only at the stage of hot plastic deformation as a result of recrystallization. Formation of required grain size happens in the process of forging and this grain size is one of the control parameters when blanks acceptance is carried out. The rate of nucleation of new grains increases sharply during dynamic recrystallization at the peak strain (ϵ_p) and depends on temperature, deformation rate, initial grain size and chemical composition. The article presents the results of measurements of ϵ_p and peak stress (σ_p) in austenitic steels with a nickel content of $\approx 10, 20, 25\%$ and a molybdenum content of $\approx 0.01, 2.5\%$ under thermodeformation conditions typical for forging large-sized blanks on a hydraulic press. It is shown that an increase in the nickel content up to 25% in combination with alloying with molybdenum, in the temperature range 900–1200°C, has the most significant effect on the level of ϵ_p and σ_p values during forging at the 10^{-1} s^{-1} deformation rate. At deformation rates of 10^{-2} and 10^{-3} s^{-1} , the values of ϵ_p and σ_p of the studied steel grades are practically the same.

Keywords: core baffle, austenitic steel, deformation resistance, recrystallization, deformation rate, peak strain, peak stress.

УДК: 669.01:620.173.251.2

Влияние увеличения содержания никеля и молибдена в аустенитной стали на термодформационные условия достижения пороговой степени деформации

Цветков А. С.^{†,1,2}, Теплухина И. В.¹, Косульникова А. В.¹

¹НИИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, 191015, Россия

²Политехнический университет Петра Великого, С.-Петербург, 195251, Россия

Получение требуемого размера зерна в заготовках из стали, имеющей аустенитную структуру, представляет собой определенную проблему, особенно для толстостенных заготовок, изготавливаемых ковкой на гидравлических прессах. Для аустенитных сталей отсутствует возможность измельчения зерна при проведении основной термической обработки, как для сталей бейнитного и мартенситного классов, претерпевающих при термической обработке полиморфные превращения. Для этих сталей единственной возможностью получения требуемого размера зерна в металле заготовки является использование возможности измельчения зерна за счет рекристаллизации при ковке. Именно на операцияхковки формируется зеренная структура металла, являющаяся одним из параметров, подлежащих контролю при проведении сдаточных испытаний заготовок. Скорость зарождения новых зерен при динамической рекристаллизации резко возрастает с увеличением степени деформации выше пороговой (ϵ_p) и зависит от температуры, скорости деформации, исходного размера зерна и легирования. В статье представлены результаты определения значений ϵ_p и пороговых напряжений (σ_p) в аустенитных сталях с варьированием содержания никеля $\approx 10, 20, 25\%$ и молибдена $\approx 0.01, 2.5\%$ при термодформационных условиях, характерных

дляковки крупногабаритных заготовок на гидравлическом прессе. Показано, что увеличение содержания никеля до $\approx 25\%$ в совокупности с легированием молибденом, в температурном интервале $900-1200^\circ\text{C}$ оказывает наиболее существенное влияние на уровень ϵ_p и σ_p при деформировании со скоростью 10^{-1} c^{-1} . При скоростях деформирования 10^{-2} и 10^{-3} c^{-1} значения ϵ_p и σ_p исследованных марок стали практически совпадают.

Ключевые слова: внутрикорпусная выгородка, аустенитная сталь, сопротивление деформации, рекристаллизация, скорость деформирования, пороговая степень деформации, пороговые напряжения.

1. Введение

В настоящее время в России ведется создание водородных энергетических реакторов (ВВЭР) повышенной мощности со сроком службы не менее 60 лет [1]. Внутрикорпусные устройства (ВКУ) служат для размещения и фиксации активной зоны реактора, организации движения теплоносителя и охлаждения активной зоны, размещения и обеспечения движения органов системы управления и защиты, уменьшения облучения корпуса реактора. В состав ВКУ входят шахта внутрикорпусная, блок защитных труб и выгородка. В качестве конструкционного материала ВКУ ВВЭР применяется аустенитная сталь марки 08X18H10T. При обосновании срока службы ВКУ ВВЭР критическим элементом с точки зрения определения срока их эксплуатации является выгородка, испытывающая наибольшие радиационные нагрузки и имеющая максимальную температуру вследствие γ -разогрева в результате облучения [2].

В работах [3–5] показано, что работоспособность за пределами проектного срока службы внутрикорпусной выгородки ВВЭР новых проектов (ВВЭР-1200, ВВЭР-ТОИ) не может быть гарантирована при консервативном прогнозе радиационного распухания в случае, если она будет изготовлена из использующейся в настоящий момент аустенитной стали марки 08X18H10T.

Основными причинами нарушения работоспособности выгородки за пределами срока службы являются достижение критического формоизменения в результате радиационного распухания, а также потеря пластичности и трещиностойкости материала при резком снижении прочности [4,6]. При высоком уровне распухания ($S > 10-15\%$) происходит охрупчивание материала до пластичности, близкой к нулевой, и падение прочности. Формоизменение выгородки ограничивает ресурс ВКУ, т.к. при протекании этого процесса может произойти контакт выгородки с тепловыделяющими сборками (ТВС) и в результате может быть затруднено извлечение ТВС из реактора [4,5]. Кроме того, контакт выгородки с шахтой может привести к перераспределению потоков теплоносителя и, как следствие, к нарушению теплосъема с активной зоны.

Таким образом, воздействие повреждающих факторов при эксплуатации на материал ВКУ вызывает сильную деградацию его свойств, а также приводит к возникновению внутренних напряжений. Сочетание низких свойств материала и напряжений может привести к преждевременному разрушению элементов ВКУ и потере их работоспособности.

Для обеспечения возможности создания ВВЭР с более высокой мощностью и гарантированной работо-

способностью выгородки за пределами проектного срока службы, необходима корректировка легирующей композиции применяемой стали для ВКУ с целью ослабления механизмов деградации материала под влиянием облучения и рабочей температуры. В связи с вышесказанным, в настоящее время разрабатывается новая радиационно-стойкая аустенитная сталь [2], содержащая в своем составе:

- никель в количестве до 20–25% для уменьшения склонности стали к радиационному распуханию и исключения возможности $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения вследствие обеднения матрицы никелем в результате облучения;

- молибден в количестве до 2–3% для уменьшения степени сегрегационных процессов легирующих и примесных элементов в матрице в результате воздействия облучения и рабочей температуры.

Одним из контролируемых параметров для металла заготовок ВКУ является размер зерна, который должен быть не крупнее G3 по шкале 3 ГОСТ 5639. Необходимо отметить, что для аустенитных сталей отсутствует возможность измельчения зерна при проведении основной термической обработки [7], как для сталей бейнитного и мартенситного классов, претерпевающих при термической обработке полиморфные превращения. В этом случае единственной возможностью получения требуемого размера зерна в металле заготовки является использование возможности измельчения зерна при рекристаллизации при ковке [8].

Существующая в настоящее время технологияковки заготовок из стали марки 08X18H10T обеспечивает получение требуемого размера зерна в заготовках для ВКУ, в том числе и в наиболее толстостенных заготовках для колец выгородки. Корректировка легирующей композиции применяемой стали (увеличение содержания никеля до 20–25%, а также легирование молибденом) требует уточнения технологических параметров горячей деформации с целью обеспечения условий протекания динамической рекристаллизации при ковке заготовки.

Основной интерес в этом случае представляет определение термодинамических условий достижения пороговой степени деформации (ϵ_p), отмечающей прохождение динамической рекристаллизации, при которой начинается зарождение новых зерен. Кроме того, при значительном увеличении в стали содержания никеля (более чем в два раза), следует ожидать повышения сопротивления пластической деформации, что, возможно, потребует использования при ковке заготовок из новой стали более мощного прессового оборудования.

В связи с вышесказанным, исследование влияния увеличения содержания никеля и легирования молибденом в аустенитной стали на сопротивление дефор-

мированию и достижение ϵ_p в температурном и скоростном интервалековки крупногабаритных заготовок на гидравлическом прессе является актуальным и представляет научный и практический интерес.

2. Материал для исследования и методика испытаний

Исследование проводилось на металле опытных плавок, химический состав которых по основным легирующим элементам приведен в Табл. 1. Образцы для исследований отбирались из полос, откованных из опытных слитков массой 500 кг свободной ковкой на молотах по одной технологии.

Для определения ϵ_p и пороговых значений сопротивления деформации (σ_p) для исследуемых материалов была проведена серия экспериментов на однократное изотермическое сжатие образцов диаметром 10 мм и высотой 15 мм со скоростями деформирования 10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} с $^{-1}$ при температурах 900, 1000, 1100, 1200°C на термомеханическом комплексе Gleeble-3800. Деформирование образцов осуществлялось до истинной степени деформации $e = 0.69$.

Выбор температур деформирования связан с распределением температурного поля по толщине крупногабаритной поковки в процессе каждого выноса (периода нахождения поковки на прессе в интервале ковочных температур). Степень деформации при проведении испытаний определена с учетом имеющихся данных по градиенту e по сечению заготовки при каждом единичном обжатии бойка на этапе раскатки при ковке заготовки кольца выгородки. Интервал скоростей деформирования обусловлен тем, что фактические скорости деформирования при свободной ковке на гидравлическом прессе также варьируются в значительных пределах по толщине заготовки и зависят от удаленности слоя металла от очага деформации. В соответствии с [9–11] при ковке на гидравлических прессах скорости деформирования на основных операциях составляют $\sim 10^{-1}$ – 10^{-3} с $^{-1}$.

Перед деформированием образцы нагревали до 1200°C со скоростью 5°C/с прямым пропусканием тока в условиях низкого вакуума. После изотермической выдержки в течение 30 с проводилось охлаждение образцов до температуры деформирования с последующей выдержкой в течение 10 с. После окончания деформирования осуществлялось ускоренное охлаждение образцов сжатым воздухом.

По полученным диаграммам деформирования определялись значения ϵ_p и σ_p , соответствующие началу развития динамической рекристаллизации.

3. Результаты исследований и их обсуждение

Влияние температуры и скорости деформирования на ϵ_p и σ_p исследованных сталей представлено на Рис. 1 и 2. Полученные результаты подтвердили известные зависимости влияния скорости и температуры деформирования на ϵ_p и σ_p [8,10,12] для всех исследованных составов — уровень значений ϵ_p и σ_p снижается с ростом температуры и уменьшением скорости деформирования металла.

Как видно из полученных результатов, для опытных составов 1 и 2 при исследованных температурах и скоростях деформирования значения ϵ_p и σ_p практически одинаковы, то есть увеличение содержания никеля в опытной стали с 20 до 25% при одинаковом содержании молибдена не влияет на значения ϵ_p и σ_p .

Увеличение содержания никеля с 10% в применяемой стали до ≈ 20 –25% в опытных составах, а также снижение температуры и повышение скорости деформирования приводят к увеличению значений σ_p . Упрочнение стали выше при деформировании в низкотемпературной области исследованного температурного интервала. Максимальный уровень значений σ фиксируется при скорости деформирования 10^{-1} с $^{-1}$ для опытных составов 1 и 2 (Рис. 1а). При этом различие в значениях σ_p для опытных составов и стали марки 08X18H10T при температуре 1000°C составляет около 60 МПа, при температуре 1100°C ≈ 30 МПа, а при температуре 1200°C различие отсутствует. Различие в значениях σ_p для опытных составов и стали марки 08X18H10T при температурах деформирования 900–1200°C и скоростях 10^{-2} и 10^{-3} с $^{-1}$ незначительно (Рис. 1б,с). Полученные результаты свидетельствуют, что дляковки сталей новых легирующих композиций возможно использование применяемого прессового оборудования (гидравлического пресса 12000 тс) при условии обеспечения необходимых усилий.

Из данных, представленных на Рис. 2, видно, что в стали марки 08X18H10T при скоростях 10^{-1} – 10^{-3} с $^{-1}$ и температуре деформирования 900°C достижение ϵ_p при деформировании до степени $e = 0.69$ не фиксируется. В опытных составах 1 и 2 достижение ϵ_p отмечено во всем исследованном температурно-скоростном диапа-

Табл. 1. Химический состав исследуемых марок аустенитной стали.

Table 1. Chemical composition of studied austenitic steel.

Исследуемые марки стали Studied steel grades	Химический состав, масс. % Chemical composition, mass. %				
	C	Cr	Ni	Mo	Ti
Используемая сталь — 08X18H10T Used steel — 08Kh18N10T	0.071	17.5	10.2	0.01	0.5
Опытный состав 1 — сталь 08X16H20M2T Studied steel 1 — 08Kh16N20M2T	0.065	15.3	20.2	2.59	0.6
Опытный состав 2 — сталь 10X16H25M2T Studied steel 2 — 10Kh16N25M2T	0.081	15.5	24.3	2.49	0.7

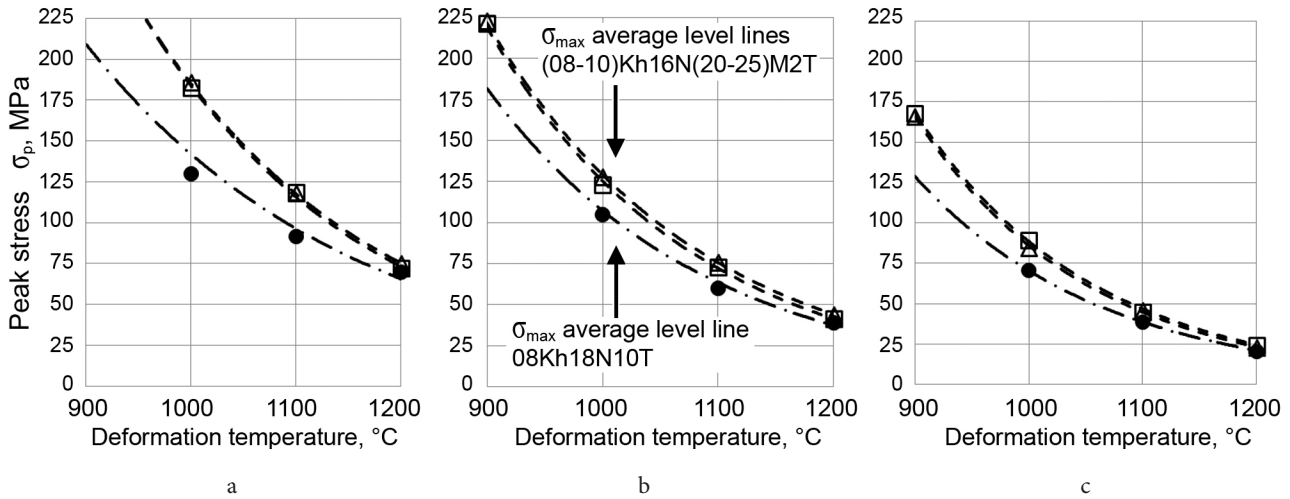


Рис. 1. Влияние температуры (900–1200°C) и скорости деформирования: 10^{-1} c^{-1} (a), 10^{-2} c^{-1} (b), 10^{-3} c^{-1} (c) на изменение σ_p . Экспериментальные значения σ_p : ● — steel 08X18H10T (содержание Ni/Mo, масс.% ~10/0.01); □ — 08X16H20M2T (содержание Ni/Mo, масс.% ~20/2.5); △ — 10X16H25M2T (содержание Ni/Mo, масс.% ~25/2.5).

Fig. 1. The influence of deformation temperature (900–1200°C) and ration: 10^{-1} s^{-1} (a), 10^{-2} s^{-1} (b), 10^{-3} s^{-1} (c) on the σ_p changing. σ_p experimental values: ● — steel 08Kh18N10T (Ni/Mo content, mass.% ~10/0.01); □ — 08Kh16N20M2T (Ni/Mo content, mass.% ~20/2.5); △ — 10Kh16N25M2T (Ni/Mo content, mass.% ~25/2.5).

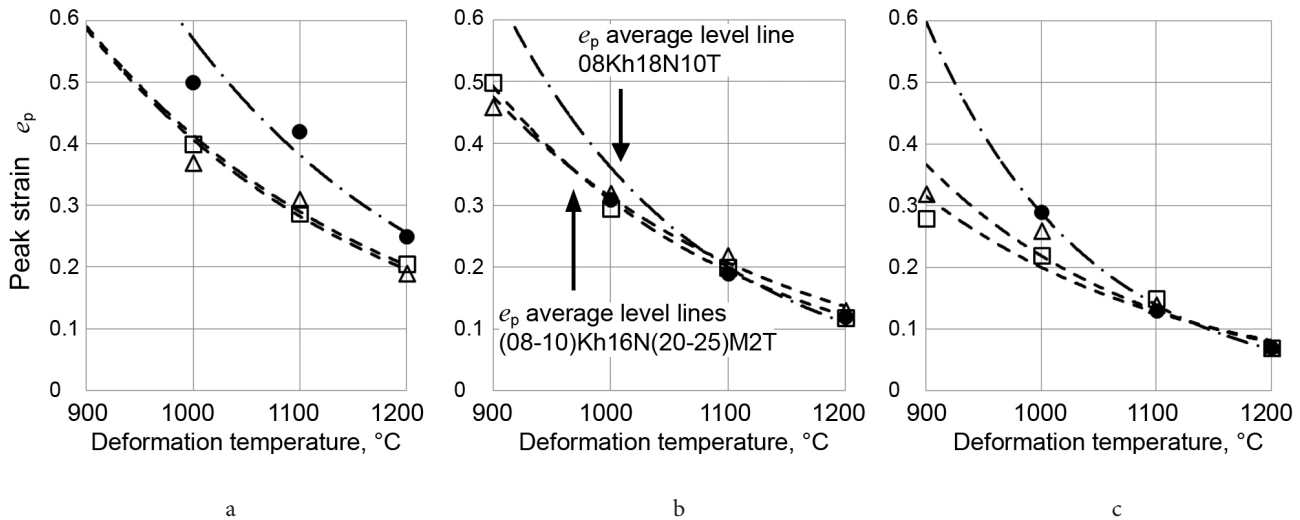


Рис. 2. Влияние температуры (900–1200°C) и скорости деформирования: 10^{-1} c^{-1} (a), 10^{-2} c^{-1} (b), 10^{-3} c^{-1} (c) на достижение ϵ_p . Экспериментальные значения ϵ_p : ● — steel 08X18H10T (содержание Ni/Mo, масс.% ~10/0.01); □ — 08X16H20M2T (содержание Ni/Mo, масс.% ~20/2.5); △ — 10X16H25M2T (содержание Ni/Mo, масс.% ~25/2.5).

Fig. 2. The influence of deformation temperature (900–1200°C) and ration: 10^{-1} s^{-1} (a), 10^{-2} s^{-1} (b), 10^{-3} s^{-1} (c) on the ϵ_p achieving. ϵ_p experimental values: ● — steel 08Kh18N10T (Ni/Mo content, mass.% ~10/0.01); □ — 08Kh16N20M2T (Ni/Mo content, mass.% ~20/2.5); △ — 10Kh16N25M2T (Ni/Mo content, mass.% ~25/2.5).

зоне, кроме деформирования при скорости 10^{-1} c^{-1} при 900°C (Рис. 2а).

Следует отметить, что при раскатке заготовки кольца выгородки ее поверхностные слои могут охлаждаться до температуры 900–950°C. С учетом полученных данных измельчение зерна за счет динамической рекристаллизации в поверхностных слоях заготовки из стали марки 08X18H10T (ϵ_p при 900°C не достигается) невозможно, в то время как в сталях опытного состава наблюдается достижение ϵ_p при скоростях деформирования 10^{-2} – 10^{-3} c^{-1} при этих температурах.

Наибольшее влияние легирования никелем и молибденом опытных составов на достижение значений

ϵ_p во всем исследованном температурном интервале происходит при скорости деформирования 10^{-1} c^{-1} (Рис. 2а). При скоростях деформирования 10^{-2} и 10^{-3} c^{-1} при температуре 900°C также отмечено снижение уровня значений ϵ_p . В интервале температур деформирования 1000–1200°C при данных скоростях для опытных составов и применяемой стали значения ϵ_p практически совпадают (Рис. 2б,с).

С учетом полученных результатов можно сделать заключение, что опытные стали, содержащие 20–25% никеля и 2.5% молибдена, будут более технологичны с точки зрения измельчения зерна при раскатке за счет протекания динамической рекристаллизации

во всем объеме поковки, чем применяемая сталь марки 08X18H10T, в которой протекание динамической рекристаллизации в поверхностных слоях проблематично.

4. Заключение

В стали марки 08X18H10T при температуре деформации 900°C достижение ϵ_p при деформировании до степени $e=0.69$ не зафиксировано при всех исследованных скоростях деформации. В новых сталях опытного состава достижение ϵ_p отмечено во всем исследованном температурно-скоростном диапазоне, кроме деформирования при скорости деформации 10^{-1} с^{-1} при 900°C.

Наибольшее влияние увеличения содержания никеля и молибдена на значения ϵ_p и σ_p происходит при скорости деформации 10^{-1} с^{-1} во всем исследованном температурном интервале. При скоростях деформирования 10^{-2} и 10^{-3} с^{-1} в интервале температур деформации 1000–1200°C для опытных составов и применяемой стали значения ϵ_p и σ_p практически совпадают.

Таким образом, увеличение содержания никеля до 20–25% и легирование молибденом увеличивает склонность стали к динамической рекристаллизации при скоростях деформирования 10^{-1} – 10^{-3} с^{-1} . При этом для применяемого прессового оборудования увеличение уровня значений σ незначительно во всем исследованном интервале скоростей и температур деформации.

Литература/References

1. G. P. Karzov, B. Z. Margolin, I. V. Teplukhina et al. Atomic energy. 1 (121), 25 (2016). (in Russian) [Г.П. Карзов, Б.З. Марголин, И.В. Теплухина и др. Атомная энергия. 1 (121), 25 (2016).]
2. I. P. Kursevich, G. P. Karzov, B. Z. Margolin et al. Problems of material science. 3 (71), 146 (2012). (in Russian) [И.П. Курсевич, Г.П. Карзов, Б.З. Марголин и др. Вопросы материаловедения. 3 (71), 146 (2012).]
3. V.M. Makhin, V.I. Tsofin, V.M. Komolov et al. Nuclear science and technology issues. 25, 135 (2009). (in Russian) [В.М. Махин, В.И. Цофин, В.М. Комолов и др. Вопросы атомной науки и техники. 25, 135 (2009).]
4. G. P. Karzov, B. Z. Margolin. Rosenergoatom. 2, 8 (2015). (in Russian) [Г.П. Карзов, Б.З. Марголин. Росэнергоатом. 2, 8 (2015).]
5. V. A. Piminov, V. V. Evdokimenko. Rosenergoatom. 2, 16 (2015). (in Russian) [В. А. Пиминов, В. В. Евдокименко. Росэнергоатом. 2, 16 (2015).]
6. V. S. Neustroev, F. A. Garner. Journal of nuclear materials. 386–388, 157 (2009). [Crossref](#)
7. I. V. Teplukhina, A. S. Tsvetkov, A. V. Kosulnikova. Letters on Materials. 10 (2), 179 (2020). (in Russian) [И.В. Теплухина, А.С. Цветков, А.В. Косульникова. Письма о материалах. 10 (2), 179 (2020).] [Crossref](#)
8. A. S. Tsvetkov, T. V. Knyazyuk, I. V. Teplukhina et al. Metallurgy of mechanical engineering. 5, 9 (2020). (in Russian) [А.С. Цветков, Т.В. Князюк, И.В. Теплухина и др. Металлургия машиностроения. 5, 9 (2020).]
9. A. K. Onishenko. Forging and stamping production. Metal forming. 4, 9 (2009). (in Russian) [А.К. Онищенко. Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 4, 9 (2009).]
10. M. V. Dobrynina, G. N. Filimonov, V. N. Pavlov. Problems of material science. 3 (67), 19 (2011). (in Russian) [М.В. Добрынина, Г.Н. Филимонов, В.Н. Павлов. Вопросы материаловедения. 3 (67), 19 (2011).]
11. A. Yu. Borisenko. Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy. 28, 247 (2014). (in Russian) [А.Ю. Борисенко. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. 28, 247 (2014).]
12. A. Dehghan-Manshadi, M. R. Barnett, P. D. Hodgson. Materials science and engineering A. 485, 664 (2008). [Crossref](#)