

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.24'26:539.4.015

### БЛИЖНИЙ ПОРЯДОК И АНОМАЛЬНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИХРОМА

© 2009 г. Н. Р. Дудова\*, Р. О. Кайбышев\*, В. А. Валитов\*\*

\*Белгородский государственный университет, 308015 Белгород, ул. Победы, 85

\*\*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, 450001 Уфа, ул. С. Халтурина, 39

Поступила в редакцию 06.06.2008 г.;  
в окончательном варианте – 05.06.2009 г.

Изучено влияние температуры на механические свойства нихрома с исходным размером зерна 100 мкм в температурном интервале 150–1000°C ( $0.25-0.8T_{пл}$ ). Показано, что в температурной области 400–600°C нихром демонстрирует позитивную температурную зависимость как напряжений течения, так и коэффициента деформационного упрочнения и проявляет эффект Портевена–Ле Шателье (ПЛШ). На основе сопоставления данных калориметрических исследований и температурной зависимости механических свойств было установлено, что необычное механическое поведение нихрома является результатом возникновения ближнего упорядочения. Природа влияния ближнего упорядочения на механические свойства обсуждается.

PACS 81.40.Lm, 81.40.-z

*Ключевые слова:* нихром, ближний порядок, механические свойства.

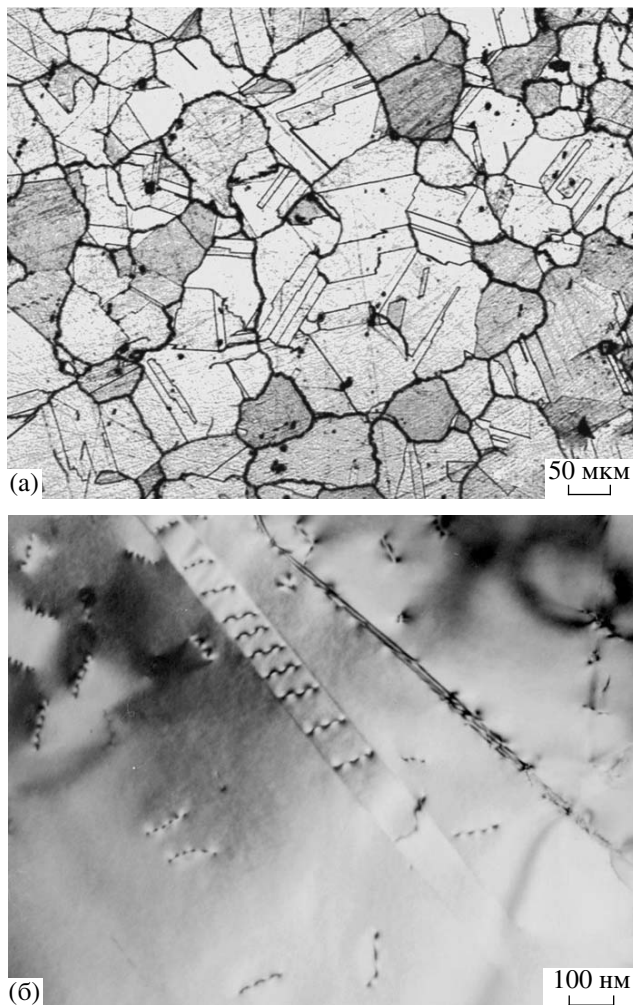
#### ВВЕДЕНИЕ

Как известно, ближний порядок в расположении атомов разного сорта в кристаллических сплавах заключается в их взаимно упорядоченном расположении на расстояниях чуть больше межатомных, причем это упорядочение не зависит от ориентировок [1]. Ближний порядок возникает в твердых растворах в определенном интервале температур и приводит к существенному изменению физических и механических свойств материалов [1]. Этот феномен имеет большое практическое значение для жаропрочных материалов, поскольку позволяет повышать их сопротивление ползучести [2]. В настоящее время наибольшее практическое применение имеют жаропрочные сплавы, созданные на основе системы Ni–Cr [3]. Они являются самыми распространенными материалами для эксплуатации при температурах выше 650°C. Авторы [3] детально проанализировали пять механизмов упрочнения жаропрочных сплавов. Однако влияние ближнего упорядочения в твердом растворе Ni–Cr на прочностные характеристики жаропрочных сплавов рассмотрено не было, несмотря на то, что оно приводит к увеличению прочности этих сплавов с ростом температуры [4–6].

В сплаве X20N80 (нихром) наблюдается хорошо известный как *K*-состояние эффект – повышение прироста электросопротивления в интервале температур 400–550°C с ростом температуры [6–8]. Этот феномен объясняется образованием ближнего порядка в образцах нихрома, закаленных в воде с

высоких температур [6]. Следует отметить, что в интервале температур возникновения ближнего порядка 400–550°C аномально увеличиваются как электросопротивление, так и прочностные характеристики нихрома [4–12]. Это позволяет предположить, что ближнее упорядочение является причиной увеличения твердости и напряжений пластического течения с ростом температуры в этом интервале [4, 6, 10], а также повышения сопротивления ползучести [9, 13]. Эти необычные для металлов феномены носят название “позитивная температурная зависимость напряжений течения” – повышение напряжений течения с ростом температуры [14–16], и “негативная ползучесть” – сжатие образцов в процессе испытаний на ползучесть при растяжении [9].

В сплавах Ni–Cr упорядочение приводит к образованию фазы со сверхструктурой Ni<sub>2</sub>Cr типа Pt<sub>2</sub>Mo [6, 11, 17–19]. Такое упорядочение может иметь как ближний, так и дальний порядок. Дальнее упорядочение, как правило, имеет место в сплавах Ni–Cr–X со стехиометрическим составом, а исключительно ближнее упорядочение наблюдается в сплавах с нестехиометрическим составом таким как, например, Ni–20%Cr [6–8, 11]. Повышение содержания Cr, добавки Mo, а также увеличение времени выдержки в интервале температур 400–650°C приводят к образованию доменов дальнего порядка в матрице с ближним порядком. Фаза с дальним порядком наблюдается в сплавах Ni–Cr с содержанием хрома более 25% или с добавками элементов, замещающих Cr в фазе Ni<sub>2</sub>Cr [11, 17–19]. Особенно эффективны для образования сверхструктуры с орторомбиче-



**Рис. 1.** Исходная крупнозернистая микроструктура нихрома:

а – оптическая фотография, б – ПЭМ.

ской решеткой добавки Mo [11, 19]. Упорядоченный домен  $Ni_2Cr$  имеет размер 4 нм или менее и связан с  $\gamma$ -матрицей когерентными границами [19]. Следует отметить, что формирование вторичных фаз со сверхструктурой кардинально изменяет электропроводимость и резко уменьшает пластичность [11, 17–19]. Дальнее упорядочение с образованием фазы  $Ni_2(Cr,Mo)$  нежелательно для жаропрочных сплавов, поскольку приводит к их охрупчиванию [11, 17–19]. В то же время, ближнее упорядочение в нихrome может являться основной причиной высокого сопротивления ползучести этого материала при температурах около  $600^\circ C$ .

Нихром и созданный на его основе жаропрочный сплав Nimonic 80 были первыми промышленными жаропрочными сплавами на никелевой основе. Однако, даже после 65 лет их промышленного использования физические механизмы, обеспечивающие их высокие механические свойства, остаются до конца не ясными. Данная работа посвящена

рассмотрению влияния ближнего упорядочения на механические свойства нихрома с небольшим (0.05%) содержанием углерода, что исключает его значимое влияние на процессы, происходящие при нагреве.

## МЕТОДИКА

Используемый в работе сплав X20N80 имеет следующий химический состав Ni (осн.)–21% Cr–1.1% Si–0.6% Mn–0.75% Fe–0.31% Al–0.08% Ti–0.35% Cu–0.05% C. Однородная структура со средним размером зерен 100 мкм была получена отжигом при  $t = 1025^\circ C$  в течение 2 ч горячекатаного прутка диаметром 40 мм с последующим охлаждением на воздухе. Механические испытания на осадку цилиндрических образцов размером  $\varnothing 10 \times 12$  мм проводили на универсальном динамометре “Schenck” в интервале температур  $150\text{--}1000^\circ C$  при начальной скорости деформации  $7 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Детально методики механических испытаний и микроструктурных исследований описаны в работе [10].

Коэффициент деформационного упрочнения определялся по формуле [20]

$$\theta = \frac{1}{4} \left( \frac{d\sigma}{de} \right), \quad (1)$$

где  $\sigma$  – истинные приложенные напряжения, а  $e$  – истинная степень деформации.

Электронно-микроскопические исследования фольг были выполнены с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2000EX при ускоряющем напряжении 160 кВ и JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Фольги были получены методом струйной полировки с использованием в качестве электролита 10%-ного раствора хлорной кислоты в *n*-бутаноле. Плотность дислокаций была подсчитана по количеству точек выхода на поверхность фольги [21].

Калориметрические исследования (ДСК) были выполнены с использованием прибора SDT Q600 фирмы TA Instruments. Образцы были в форме диска с весом, изменяющимся в пределах от 30 до 90 мг. Измерения проводились при нагреве образцов со скоростью 2, 10 и 20 К/мин.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

**Исходная микроструктура.** Исходная крупнозернистая структура ( $d = 100$  мкм) характеризуется наличием большой доли (50%) двойниковых границ (рисунок 1а). Плотность дислокаций невелика и не превышает  $2 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$  (рис. 1б).

**Термический анализ.** Три калориметрические кривые приведены на рис. 2а. Первая кривая показывает калориметрические данные образца, который был закален от температуры  $1050^\circ C$  после вы-

держки в течение 20 мин в воде, а затем нагрет со скоростью 20 К/мин. На этой кривой хорошо виден экзотермический пик при температуре 388°C, который связывают с образованием частиц второй фазы [11, 22, 23]. Второй слабый экзотермический пик наблюдается при температуре 546°C. Эти два пика можно интерпретировать как результат ближнего упорядочения [11].

При  $t = 388^\circ\text{C}$  ближний порядок может образовываться в результате перемещения атомов Cr за счет взаимодействия с закалочными вакансиями высокой плотности [11]. В работе [5] было показано, что плотность закаленных вакансий оказывает значительное влияние на кинетику ближнего упорядочения, чем выше плотность вакансий, тем выше прирост электросопротивления в результате ближнего упорядочения. В то же время в работе [24] было показано, что избыточные по сравнению с равновесной концентрацией вакансии стекут раньше, чем начнет образовываться ближний порядок. Это позволяло предположить, что этот пик может быть связан с выделением карбидов. Однако электронно-микроскопические исследования выявили карбиды типа  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  (рис. 2б) в сплаве после закалки от температуры  $1050^\circ\text{C}$ , т.е. в образце перед ДСК исследованием. Они имеют вытянутую форму с шириной, варьирующейся от 0.2 до 1 мкм, и длиной от 0.5 до 2 мкм. Оценка их удельного объема (~0.5%) показала, что весь имеющийся в никроме углерод должен входить в состав этих карбидов. Соответственно, удельный объем и размер карбидов после старения в течение 30 мин при  $540^\circ\text{C}$  закаленного образца не изменились. Это свидетельствует о том, что нагрев до температуры  $540^\circ\text{C}$  не приводит к дополнительному выделению карбидов, и оба ярко выраженных экзотермических пика при 388 и  $546^\circ\text{C}$  не могут быть связаны с выделением или растворением карбидов, и предположения авторов работы [11] о связи пика при  $388^\circ\text{C}$  с образованием ближнего порядка представляется обоснованным.

При  $t = 546^\circ\text{C}$  происходит дополнительное упорядочение за счет самодиффузии атомов Cr [11]. Дальнейшее повышение температуры увеличивает скорость диффузии настолько, что начинается разупорядочение [11]. Ярко выраженный эндотермический пик, который обычно связывают с растворением вторых фаз [22], наблюдается при температуре  $599^\circ\text{C}$ . Соответственно, этот эндотермический пик можно интерпретировать как результат разупорядочения.

Вторая кривая (рис. 2а) была получена на том же образце, но при скорости нагрева 2 К/мин. На ней первый экзотермический пик смещен почти на  $100^\circ\text{C}$  в сторону высоких температур. Второй экзотермический и эндотермический пики расположены почти при тех же температурах, что и на образце, нагретом со скоростью 20 К/мин. При температурах

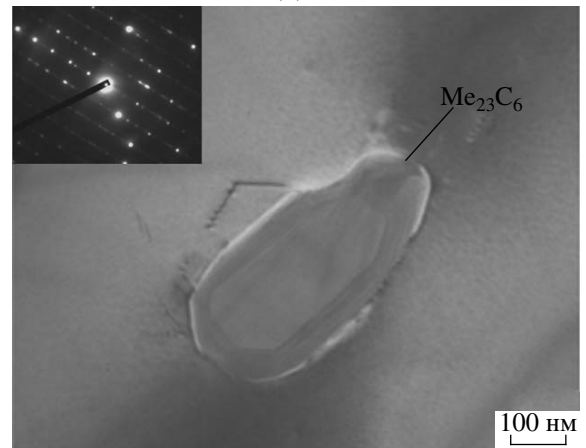
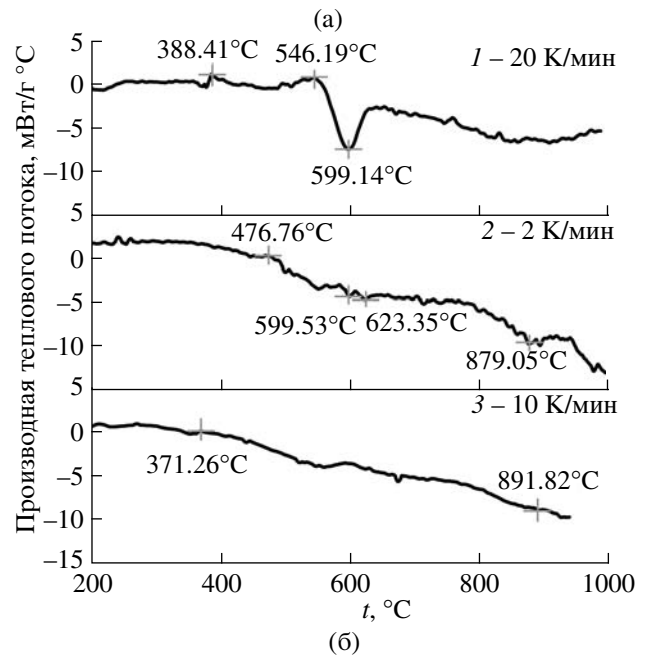
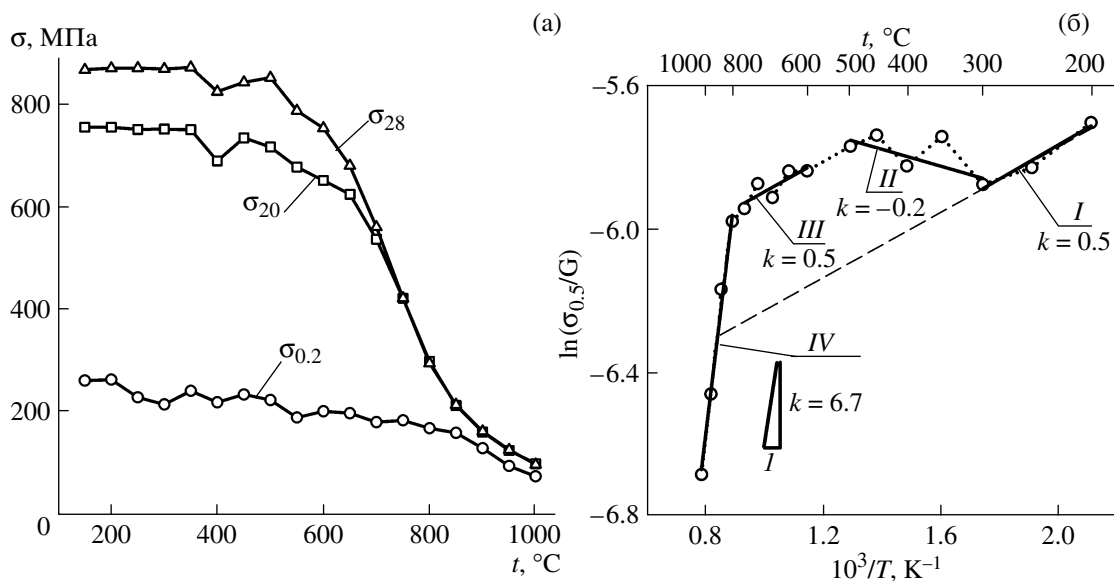


Рис. 2. Калориметрические кривые при нагреве никрома (а). Кривые 1–3 описаны в тексте. Тонкая микроструктура никрома после закалки при  $1100^\circ\text{C}$  (б).

около 879 и  $970^\circ\text{C}$  наблюдаются эндотермические пики, которые не были выявлены при нагреве со скоростью 20 К/мин. Они могут быть связаны с растворением карбидов при нагреве с медленной скоростью [11].

Третья кривая (рис. 2а) получена при скорости нагрева 10 К/мин для образца, охлажденного с печью после отжига при  $t = 1050^\circ\text{C}$ . Кривая имеет слабо выраженные экзотермические пики при температуре около  $390^\circ\text{C}$  и эндотермический пик при температуре около  $563^\circ\text{C}$ . Небольшой эндотермический пик имеет место при  $674^\circ\text{C}$ . По всей видимости, разупорядочение заканчивается в образце, охлажденном с печью, при этой более высокой, чем для закаленных образцов, температуре. Медленно охлажденный материал при повторном нагреве уже



**Рис. 3.** Температурная зависимость предела текучести  $\sigma_{0.2}$  и напряжений течения  $\sigma_{20}$  и  $\sigma_{28}$  (а); полулогарифмическая зависимость предела текучести  $\sigma_{0.2}$ , нормированного на температурную зависимость модуля сдвига  $G(T)$ , от обратной температуры (б).

находится в упорядоченном состоянии. Это может приводить к большему размеру областей ближнего упорядочения, по сравнению с закаленным материалом, и обуславливать как повышенную температуру разупорядочения, так и слабое влияние температуры на тепловые эффекты из-за незначительной величины дополнительного ближнего упорядочения. Следует отметить, что имеет место корреляция данных термического анализа с температурной зависимостью электросопротивления, сообщенных в работах [7, 8, 11, 12]. Образец, охлажденный с печью, демонстрирует слабые признаки упорядочения как при термическом анализе, так и при измерении температурной зависимости электросопротивления [11].

**Механические свойства.** На рис. 3а приведены температурные зависимости напряжения течения ( $\sigma_{0.2}$ ) и напряжений течения, соответствующих степени деформации 20 и 28%, при скорости деформации  $\dot{\epsilon} = 7 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Предел текучести уменьшается с ростом температуры в интервале температур 200–300°C, а напряжения течения  $\sigma_{20}$  и  $\sigma_{28}$  изменяются слабо вплоть до температуры 350°C. При дальнейшем повышении температуры происходит увеличение величины  $\sigma_{0.2}$ , а на температурной зависимости напряжений  $\sigma_{20}$  и  $\sigma_{28}$  наблюдается минимум при 400°C, после которого они так же увеличиваются. Прирост предела текучести при 450°C по сравнению с его величиной при 300°C составляет 10%. Прирост величин  $\sigma_{20}$  при  $t = 450^\circ\text{C}$  и  $\sigma_{28}$  при  $t = 500^\circ\text{C}$  по сравнению с их значениями при 400°C не превышает 7%. Можно говорить о том, что в интервале температур 300–500°C имеет место позитивная тем-

пературная зависимость напряжений течения без ярко выраженного пика.

С повышением температуры выше 500°C величины  $\sigma_{0.2}$ ,  $\sigma_{20}$  и  $\sigma_{28}$  начинают уменьшаться (рис. 3а). Однако скорость их снижения разная. Величины напряжений течения  $\sigma_{20}$  и  $\sigma_{28}$  уменьшаются очень быстро, а предел текучести медленно. При температуре 700°C величины  $\sigma_{20}$  и  $\sigma_{28}$  сравниваются, а при  $t \geq 850^\circ\text{C}$  значения предела текучести и напряжения течения при больших степенях деформации становятся почти одинаковыми – пластическое течение выходит на установившуюся стадию практически сразу после начала пластической деформации. Скорость уменьшения величин  $\sigma_{20}$  и  $\sigma_{28}$  с ростом температуры в интервале 500–650°C чуть больше, чем при  $t < 350^\circ\text{C}$ , а при дальнейшем повышении температуры  $>650^\circ\text{C}$  напряжения течения уменьшаются стремительно (рис. 3а). То есть, в случае напряжений течения при относительно больших степенях деформации (20–30%) аномалия в механическом поведении выражается только в появлении позитивной температурной зависимости в интервале 400–500°C. Предел текучести демонстрирует как позитивную температурную зависимость, так и эффект замедления темпов падения напряжений (эффект “последствия”) в интервале температур 600–850°C.

На графике изменения предела текучести, нормированного на температурную зависимость модуля сдвига  $G(T)$ , от обратных температур, построенного в полулогарифмических координатах, можно выделить четыре температурные области (рис. 3б), отличающиеся скоростью уменьшения предела текучести с ростом температуры. Первый темпера-

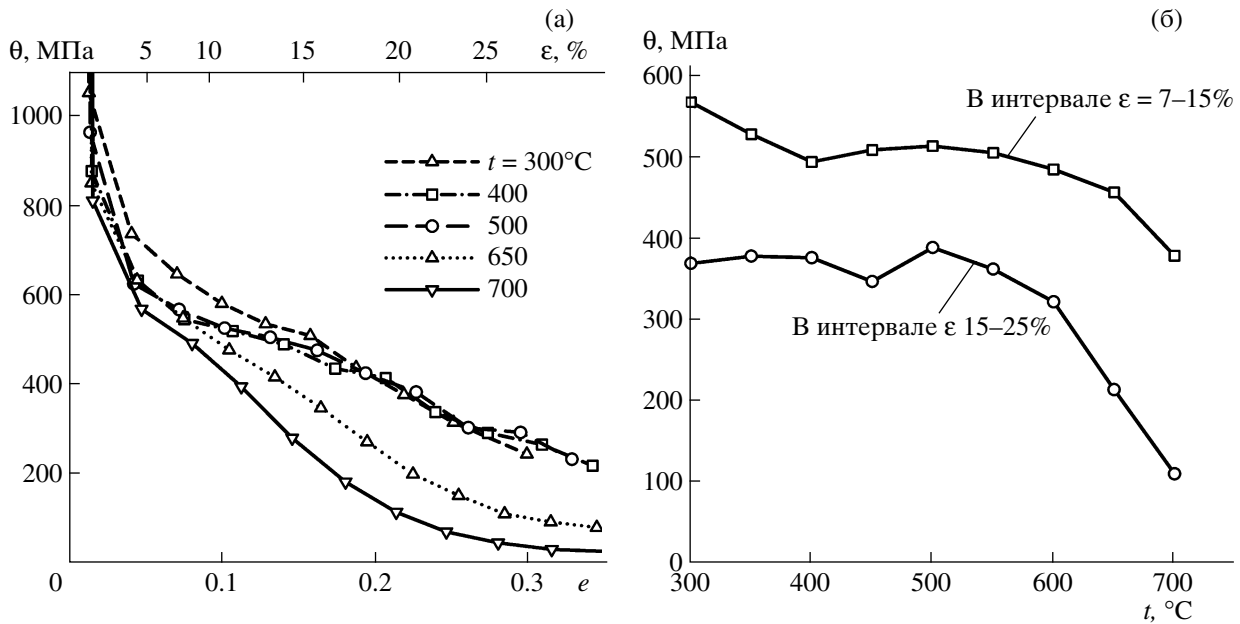


Рис. 4. Изменение коэффициента деформационного упрочнения  $\theta$  в зависимости от степени деформации (а) и температуры деформации (б).

турный интервал (200–300°C) и третий температурный интервал (600–800°C) характеризуются одинаковыми значениями коэффициента  $k = 0.5$ , что может свидетельствовать об одинаковых механизмах пластической деформации при этих температурах [21, 25]. Коэффициент  $k$ , который равен тангенсу угла наклона прямой  $\ln(\sigma_{0.2}/G) - 1/T$ , характеризует скорость падения напряжения течения с повышением температуры и используется при расчетах величины энергии активации [21, 25]. Во второй температурной области (300–500°C) наблюдается повышение нормированного напряжения течения  $\sigma_{0.2}/G$  при увеличении температуры с 300°C до 350°C и с 400°C до 450°C. Несмотря на большой разброс экспериментальных точек из-за эффекта Портевена–Ле Шателье (ПЛШ) можно говорить о том, что в интервале температур 300–500°C наблюдается тенденция роста величин  $\sigma_{0.2}/G$  с повышением температуры. При этом коэффициент  $k$  принимает отрицательное значение (–0.2). Следует отметить, что в металлах позитивная температурная зависимость напряжения течения наблюдается крайне редко [15, 16]. В четвертой температурной области при  $t \geq 800^\circ\text{C}$  наблюдается быстрое падение нормированных напряжений течения ( $k = 6.7$ ). Таким образом, анализ рис. 3б показывает, что предел текучести уменьшается с ростом температуры во всем температурном интервале, кроме 400–500°C, где наблюдается аномалия пластического течения, как и в работах [4, 6].

Для того чтобы рассмотреть природу эффекта “последствия”, были построены зависимости коэффициента деформационного упрочнения  $\theta$

от температуры (рис. 4). Видно, что степень и температура деформации сильно влияют на деформационное упрочнение. Можно выделить две области степеней деформации, которые различаются скоростью уменьшения коэффициента деформационного упрочнения (рис. 4а). При небольших степенях деформации наблюдается быстрое уменьшение величины коэффициента  $\theta$ . При степенях деформации, больших 5%, скорость падения величины коэффициента деформационного упрочнения значительно меньше. Причем она практически не меняется вплоть до значений, близких к 0. Скорость уменьшения коэффициента  $\theta$  с увеличением степени деформации максимальна при  $t \geq 650^\circ\text{C}$  и минимальна при температурах 400–500°C. Причем, при степенях деформации, больше 30%, величины коэффициента  $\theta$  в этом температурном интервале становятся больше, чем при 300°C. Это объясняет факт отсутствия эффекта “последствия” для напряжений течения при степенях деформации 20 и 28% при температурах выше 600°C (рис. 3а). Следует отметить, что степени деформации, при которых происходит переход от стадии быстрого уменьшения коэффициента  $\theta$  к стадии, на которой он уменьшается постепенно, близки к критическим степеням деформации  $\epsilon_{кр}$ , при достижении которых на кривых  $\sigma$ - $\epsilon$  появляется зубчатость (эффект ПЛШ) [10].

Рассмотрение влияния температуры на коэффициент  $\theta$  (рис. 4б) показывает, что деформационное упрочнение уменьшается с ростом температуры при  $t < 400^\circ\text{C}$ . В интервале температур 400–600°C наблюдается максимум коэффициента  $\theta$ .

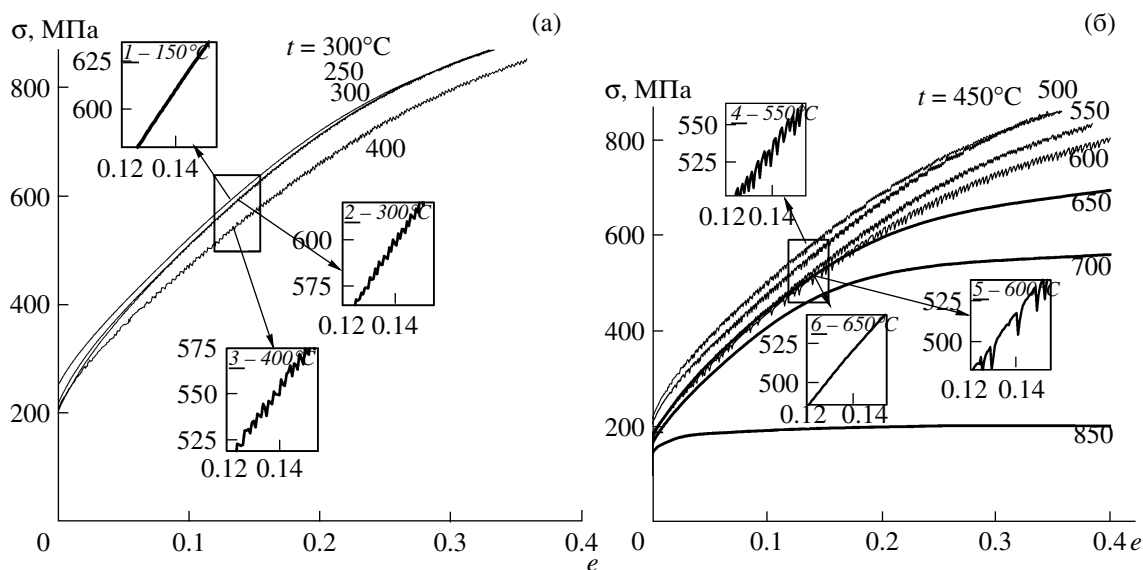


Рис. 5. Кривые истинное напряжение течения – истинная степень деформации нихрома. Кривые 1–6 описаны в тексте.

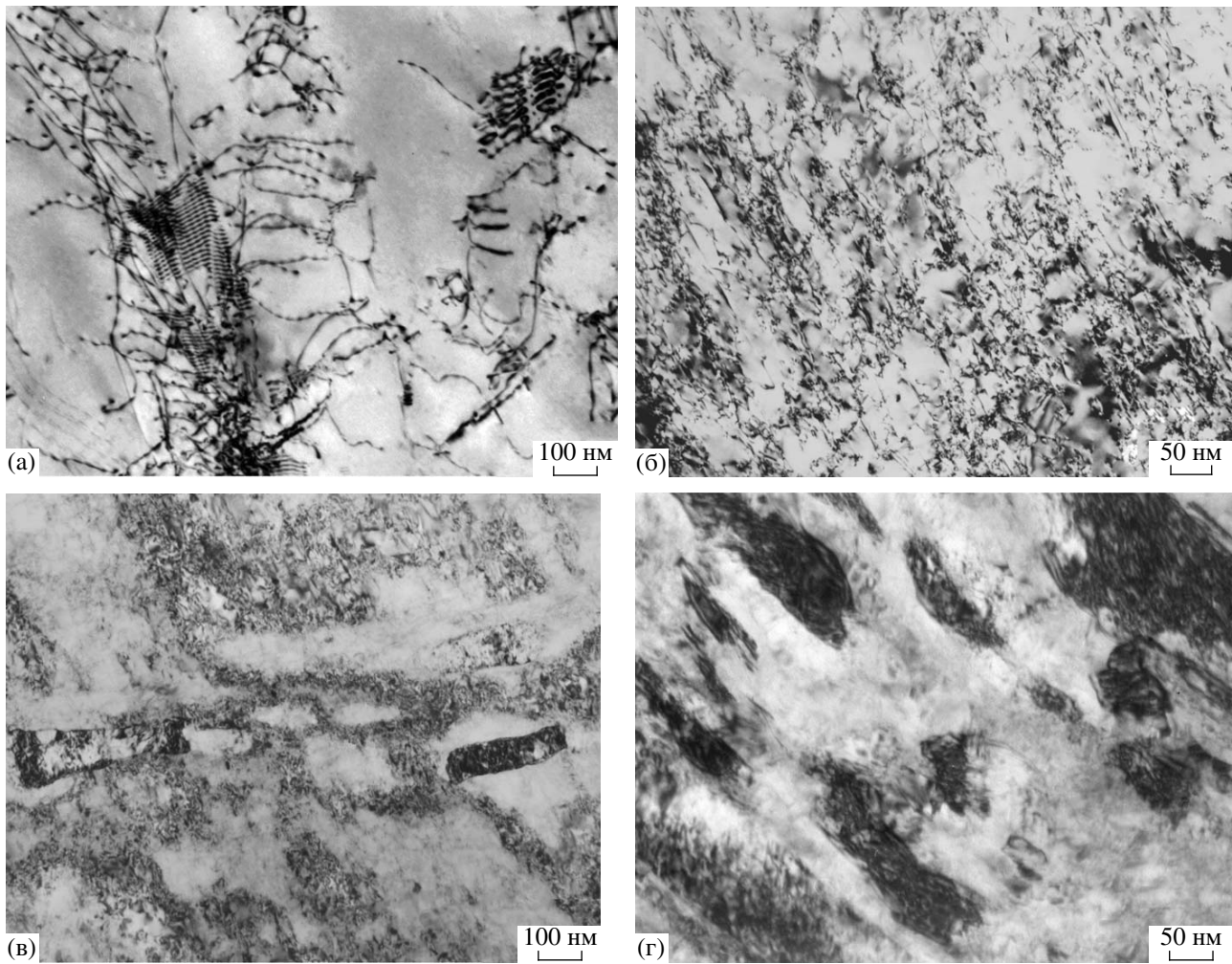
Можно говорить о появлении позитивной температурной зависимости деформационного упрочнения. При  $t \geq 650^\circ\text{C}$  величина коэффициента  $\theta$  быстро уменьшается.

Особенностью механического поведения крупнозернистого нихрома в температурной области  $300\text{--}600^\circ\text{C}$ , которая включает в себя и температуры возникновения ближнего порядка, является прерывистое течение (ПТ), при котором на кривых  $\sigma$ - $\epsilon$  появляется характерная зубчатость (рис. 5). Необходимо отметить, что каждый спад напряжения сопровождается акустической эмиссией. Детальный анализ этого явления приведен в предыдущей работе [10]. В настоящей работе мы рассмотрим только влияние температуры на форму кривых  $\sigma$ - $\epsilon$  при постоянной скорости деформации (рис. 5). С повышением температуры деформации происходит изменение характера зубчатости на кривых  $\sigma$ - $\epsilon$ . До  $t = 150^\circ\text{C}$  наблюдаются гладкие кривые напряжение – деформации (кривая 1 на рис. 5а). При  $t = 250\text{--}500^\circ\text{C}$  на кривых  $\sigma$ - $\epsilon$  появляется осцилляция напряжений течения (кривые 2 и 3 на рис. 5а). Имеют место пилообразные зубцы с величиной изменения напряжений течения около 1–5% относительно приложенных напряжений. Причем величина зубцов на кривых  $\sigma$ - $\epsilon$  имеет явно выраженную тенденцию роста с увеличением степени и температуры деформации. При температуре  $t = 550\text{--}600^\circ\text{C}$  на кривых  $\sigma$ - $\epsilon$  появляются зубцы с широким плато (кривые 4 и 5 на рис. 5б). Их относительная величина может достигать 10% от приложенных напряжений при степенях деформации 30% или более. При увеличении температуры  $\geq 650^\circ\text{C}$  кривые  $\sigma$ - $\epsilon$  вновь становятся гладкими (кривая 6 на рис. 5б).

## МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ

Эволюция тонкой структуры при температуре деформации  $500^\circ\text{C}$  представлена на рис. 6. Уже после степени деформации  $\epsilon = 3\%$  наблюдается эмиссия дислокаций из источников типа Франка-Рида (рис. 4а из [10]). Образуются плоские скопления дислокаций. После  $\epsilon = 10\%$  (рис. 6а) плотность дислокаций в плоских скоплениях значительно увеличивается (рис. 7). Некоторые дислокации покидают плоские скопления. На головных дислокациях из плоского скопления и на отдельных дислокациях наблюдается выделение частиц вторых фаз. Следует отметить, что расстояние между выделениями составляет 15–20 нм. Виден характерный прогиб линий дислокаций между этими частицами под действием приложенных напряжений [25–27]. Однако, величина этого прогиба и, следовательно, сила взаимодействия между выделившимися частицами и движущимися дислокациями [26] существенно меньше, чем для частиц, которых дислокации не могут перерезать [25–27], несмотря на то, что приложенные напряжения были велики и составляли около 500 МПа.

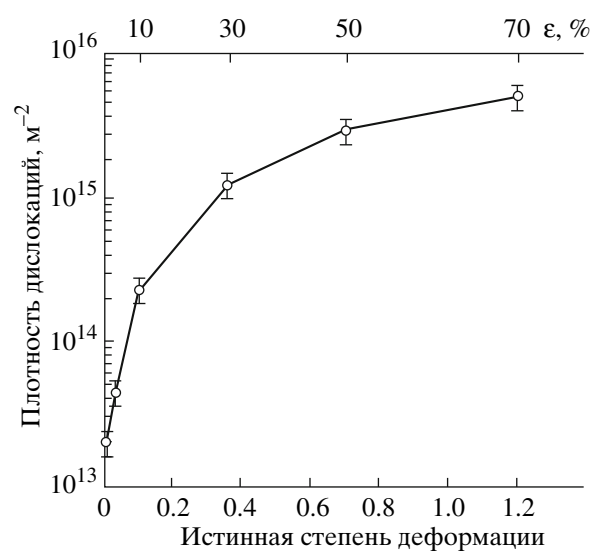
Дальнейшая деформация со степенью  $\epsilon = 30\%$  приводит к формированию ячеистой структуры (рис. 6б). Плотность дислокаций повышается на порядок (см. рис. 7). Закрученные дислокационные линии выстраиваются в границы неправильной формы. Такая структура характеризуется высокими внутренними напряжениями от дислокационных скоплений. На дислокациях наблюдаются частицы размером 1.5–3 нм, дифракционный контраст вблизи которых говорит о когерентной природе их межфазных границ. Необходимо отметить, что дислокации, на которых располагаются частицы, относи-



**Рис. 6.** Эволюция тонкой структуры нихрома после деформации при  $t = 500^\circ\text{C}$  со скоростью  $7 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ : а –  $\epsilon = 10\%$ , б –  $\epsilon = 30\%$ , в –  $\epsilon = 50\%$ , г –  $\epsilon = 70\%$ .

тельно крупного по сравнению с  $\epsilon = 10\%$  размера, в большинстве случаев не искривлены под действием приложенных напряжений.

По достижению  $\epsilon = 50\%$  плотность дислокаций повышается настолько (рис. 7), что отдельные дислокации становятся трудноразрешимыми (рис. 6в). Наблюдаются картины Муара, появление которых связано с расположением нескольких слоев дислокаций по толщине фольги. Происходит уменьшение размера дислокационных ячеек с ростом степени деформации. Появляются микрополосы деформации. То есть, при  $\epsilon = 50\%$  формируется развитая низкоэнергетическая дислокационная структура (low energy dislocation structure – LEDS) [28]. Наблюдается очень небольшое количество частиц размером не более 4 нм. Их удельный объем составляет менее 1%. С увеличением степени деформации до  $\epsilon = 70\%$  (рис. 6г) формируется типичная для холоднодеформируемых металлов с ГЦК-решеткой LEDS. Образуются макрополосы, которые разделяются на от-



**Рис. 7.** Зависимость плотности дислокаций от степени деформации при  $t = 500^\circ\text{C}$ .

дельные области микрополосами и стенками дислокаций с высокой плотностью (dense dislocation wall – DDW) [28]. Характер картин Муара свидетельствует о повышении плотности решеточных дислокаций по сравнению с  $\varepsilon = 50\%$  (рис. 7).

## ОБСУЖДЕНИЕ

Полученные в данной работе экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что аномальные механические свойства нихрома связаны с формированием структуры ближнего порядка, что хорошо согласуется с данными работ [4, 10–12]. Позитивная температурная зависимость напряжений течения и коэффициента деформационного упрочнения  $\theta$ , а также эффект ПЛШ [10] наблюдаются в температурном интервале 400–600°C, который по данным калориметрии совпадает с температурным интервалом, в котором имеет место ближнее упорядочение. Ближнее упорядочение не только повышает предел текучести нихрома при  $t \leq 600^\circ\text{C}$ , но и обеспечивает более высокий уровень прочностных свойств в интервале 600–750°C. На рис. 3б хорошо видно, что прямая III расположена намного выше прямой I, экстраполированной в температурную область 600–800°C. Расстояние между этими двумя прямыми является количественной характеристикой эффекта “последствия” от ближнего упорядочения. Оно обеспечивает повышение температуры эксплуатации нихрома по сравнению с гомогенными жаропрочными сталями и сплавами, в которых ближнее упорядочение отсутствует.

Следует отметить, что наблюдаемый (рис. 3а) при 300°C минимум предела текучести  $\sigma_{0,2}$  имеет небольшую величину (около 10%). Такой “провал” в напряжениях предела текучести, величина которых используется для расчета деталей, эксплуатируемых при высоких температурах (до 650–750°C), не имеет большого практического значения.

Наибольший эффект ближнее упорядочение оказывает на величину коэффициента деформационного упрочнения  $\theta$ , как следствие, на напряжения течения при степенях деформации выше 20%. Ближнее упорядочение приводит к тому, что движущиеся дислокации вынуждены перерезать кластеры атомов Cr, что требует увеличения значений напряжений. Это приводит к росту величины  $\sigma_{0,2}$  в интервале 400–500°C с повышением температуры. По этой причине одиночные дислокации не могут двигаться в матрице с ближним порядком из-за высоких напряжений трения решетки. Движение дислокаций становится коллективным процессом [29]. Способность к движению сохраняют только дислокации в плоских скоплениях, поскольку происходит увеличение действующих напряжений на головных дислокации, благодаря суперпозиции приложенных напряжений и напряжений, возникающих на головной дислокации плоского скопления. При своем кооперированном движении дислокации

плоского скопления разрушают ближнее упорядочение, что приводит к уменьшению напряжений сопротивления решетки. На кривых  $\sigma$ - $\varepsilon$  имеет место падение напряжений [10], наблюдается эффект ПЛШ. Движущиеся плоские скопления дислокаций могут блокироваться за счет выделения доменов дальнего порядка с когерентными границами на головных дислокациях, т. е. за счет вызванного пластической деформацией дальнего упорядочения. Расстояние между выделившимися на головных дислокациях доменами дальнего упорядочения очень небольшое, и, следовательно, величины дисперсионного упрочнения велики. Для перерезания головными дислокациями плоских скоплений этих дисперсных частиц требуются повышенные напряжения, что обуславливает рост напряжений на кривых  $\sigma$ - $\varepsilon$ . Поскольку частицу со сверхструктурой перерезают все движущиеся дислокации плоского скопления, это приводит к ее “раздвоению”, размер домена дальнего порядка может оказаться меньше критического, и он самопроизвольно растворяется. Разблокировка плоского скопления приводит к разупрочнению материала.

С повышением температуры увеличивается как размер выделяющихся на головных дислокациях дисперсных частиц, так и, по всей видимости, размер областей ближнего порядка. Для их перерезания требуются более высокие напряжения, а для “раздвоения” доменов дальнего порядка требуется прохождение большего числа дислокаций. Это приводит к повышению амплитуды колебаний напряжений и уменьшению их частоты. Поэтому величина и форма зубцов на кривых  $\sigma$ - $\varepsilon$  изменяются с ростом температуры [10]. Наличие плато на зубцах свидетельствует о большом количестве дислокаций, проходящих через области ближнего порядка или домены дальнего порядка до их растворения. По всей видимости, увеличение размера областей ближнего порядка увеличивает длину свободного пробега дислокаций, что уменьшает количество новых дислокаций, генерируемых источниками для продолжения деформации. Это приводит к уменьшению коэффициента деформационного упрочнения  $\theta$  с ростом температуры выше 500°C. При  $t > 600^\circ\text{C}$  ближнее упорядочение перестает влиять на накопление дислокаций. Наблюдается резкое уменьшение коэффициента деформационного упрочнения  $\theta$  с ростом степени деформации.

Таким образом, ближнее упорядочение обуславливает гетерогенный характер скольжения [10]. Следствием этого являются эффект ПЛШ и интенсивное накопление решеточных дислокаций в теле зерен. Последнее связано с тем, что блокировка движения абсолютного большинства подвижных дислокаций, значительное уменьшение длины их свободного пробега приводит к необходимости обеспечивать непрерывную пластическую деформацию за счет непрерывной генерации источниками новых дислокаций для поддержания плотности по-



движных дислокаций. Это приводит к сильному увеличению общей плотности дислокаций (см. рис. 7), поскольку требуется образование все новых и новых дислокаций для продолжения пластической деформации. Т. е. ближнее упорядочение обуславливает большую скорость накопления решеточных дефектов и, соответственно, повышенные величины коэффициента  $\theta$  по сравнению с деформацией при температурах, ниже температур ближнего упорядочения.

Характер эволюции дислокационной структуры в температурной области ближнего упорядочения точно такой же, как при холодной деформации [28]. При небольших степенях деформации происходит резкое увеличение плотности дислокаций, что обуславливает высокие величины коэффициента  $\theta$ . С ростом степени деформации активизируется множественное скольжение [10], начинают происходить процессы перераспределения дислокаций, ведущие к образованию LEDS [28], что сопровождается уменьшением величины деформационного упрочнения. Наблюдается корреляция между ростом плотности дислокаций  $\rho$  (см. рис. 7) и влиянием степени деформации на значения коэффициента деформационного упрочнения  $\theta$  (рис. 4а).

Таким образом, анализ изменения механических свойств нихрома свидетельствует о том, что в сплаве происходит образование структуры ближнего порядка при температурах 400–600°C. Это обуславливает позитивную температурную зависимость прочностных характеристик, а также дает возможность наблюдать эффект Портевена–Ле Шателье [10].

## ВЫВОДЫ

1. По данным термического анализа установлено, что при нагреве закаленного нихрома ближнее упорядочение начинает происходить при температуре 388°C. При температуре 599°C происходит разупорядочение.

2. В интервале температур 400–500°C нихром демонстрирует позитивную температурную зависимость предела текучести и напряжений течения при степенях деформации 20% и 28%. Кроме того, при этих температурах наблюдается позитивная температурная зависимость коэффициента деформационного упрочнения  $\theta$  при степенях деформации выше 20%.

3. Эффект Портевена–Ле Шателье в нихrome обусловлен ближним упорядочением.

4. Эволюция дислокационной структуры в процессе пластической деформации нихрома в области ближнего упорядочения аналогична эволюции структуры в ГЦК-металлах при комнатной температуре. Образование низкоэнергетических дислокационных структур обеспечивает уменьшение величины деформационного упрочнения с ростом степени деформации.

Авторы выражают признательность центру коллективного пользования научным оборудованием БелГУ и лично И. Тарасовой за помощь в проведении термического анализа.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Иверонова В.И., Кацнельсон А.А.* Ближний порядок в твердых растворах. М.: Наука, 1977. 256 с.
2. *Панин Б.Е., Дудорев Е.Ф., Бушнев Л.С.* Структура и механические свойства твердых растворов замещения. М.: Металлургия, 1971. С. 5–196.
3. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных установок / Под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля. Пер. с англ. В 2-х книгах / Под ред. Р.Е. Шалина М.: Металлургия, 1995. 384 с.
4. *Доронин И.В., Кидин И.Н., Крянина М.Н. и др.* Об аномалиях пластической деформации в нихrome // Изв. вузов “Физика”. 1970. № 11. С. 12–17.
5. *Кишкин С.Т., Ковалев А.И., Хацинская И.М.* Ближнее упорядочение в жаропрочных никелевых сплавах С.Т. Кишкин // Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов: избранные тр. (К 100-летию со дня рождения). – М.: Наука, 2006. С. 76–85.
6. *Marucco A.* Phase transformations during long-term ageing of Ni–Fe–Cr alloys in the temperature range 450–600°C // Mater. Sci. Eng. 1995. V. 194. № 2. P. 224–233.
7. *Кидин И.Н., Штремель М.А., Груздов А.П.* Кинетика изменений электросопротивления в твердом растворе никель–хром // Изв. вузов “Черная металлургия”. 1963. № 11. С. 186–193.
8. *Исаков Б.М.* О природе аномального изменения электросопротивления нихромов // Известия АН Респ. Казахстан. Сер. физ. мат. 1992. № 6. С. 14–20.
9. *Metcalf E., Nath B., Wickens A.* Some effects of the ordering transformation in Nimonic 80A on the stress relaxation behaviour // Mater. Sci. Eng. 1984. V. 67. № 2. P. 157–162.
10. *Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О., Валитов В.А.* Проявление эффекта Портевена–Ле Шателье в сплаве X20H80 // ФММ. 2008. Т. 105. № 1. С. 105–112.
11. *Lang E., Lupinc V. and Marucco A.* Effect of thermomechanical treatments on short-range ordering and secondary-phase precipitation in Ni–Cr–based alloys // Mater. Sci. Eng. 1989. V. 114. P. 147–157.
12. *Кидин И.Н., Штремель М.А., Чижигов В.Ю.* Упрочнение твердого раствора никель–хром при отпуске // Изв. вузов “Черная металлургия”. 1964. № 5. С. 124–129.
13. *Kaibyshev R., Gajnutdinova N., Valitov V.* Deformation Behavior of a Commercial Ni–20%Cr Alloy // Creep and Fracture of Engineering Materials and Structure, Ed. by J.D. Parker, London. 2001. P. 417–425.
14. *Kawabata T., Kanai T., Izumi O.* Positive temperature dependence of the yield stress in TiAl L<sub>10</sub> type superlattice intermetallic compound single crystals at 293–1273 K // Acta Metall. 1985. V. 33. № 7. P. 1355–1366.

15. *Couret A., Caillard D.* Prismatic slip in beryllium. I. The controlling mechanism at the peak temperature // *Phil. Mag. A.* 1989. V. 59. № 4. P. 783–800.
16. *Couret A., Caillard D.* Prismatic slip in beryllium. II. The origin of the strength anomaly // *Phil. Mag. A.* 1989. V. 59. № 4. P. 801–819.
17. *Колотушкин В.П., Кондратьев В.П., Лаушкин А.В., Речицкий В.Н.* Влияние длительного старения на структурно-фазовую стабильность и свойства никель-хромовых сплавов // *МиТОМ.* 2003. № 11. С. 7–10.
18. *Bursik J. and Svoboda M.* The Existence of P Phase and Ni<sub>2</sub>Cr Superstructure in Ni–Al–Cr–Mo system // *Scripta Mater.* 1998. V. 39. № 8. P. 1107–1112.
19. *Arya A., Dey G.K., Vasudevan V.K., Banerjee S.* Effect of chromium addition on the ordering behaviour of Ni–Mo alloy: experimental results vs. electronic structure calculations // *Acta Mater.* 2002. V. 50. P. 3301–3315.
20. *Sitdikov O., Kaibyshev R.* Dislocation glide and dynamic recrystallization in LiF single crystals // *Mater. Sci. Eng.* 2002. V. 328. № 1–2. P. 147–155.
21. *Kaibyshev R., Sitdikov O., Mazurina I., Lesuer D.R.* Deformation behavior of a 2219 Al alloy // *Mater. Sci. Eng.* 2002. V. 334. P. 104–113.
22. *Ghosh K.S., Das K. and Chatterjee U.K.* Kinetics of Solid-State Reactions in Al–Li–Cu–Mg–Zr Alloys from Calorimetric Studies // *Metall. Mater. Trans. A.* 2007. V. 38A. P. 1965–1975.
23. *Muneki S., Okada H., Okubo H., Igarashi M., Abe F.* Creep characteristics in carbon free new martensitic alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* 2005. V. 406. P. 43–49.
24. *Штремель М.А., Самдарова Ф.Ф.* Влияние “закалки вакансий” на изменение ближнего порядка // *ФММ.* 1970. Т. 30. № 1. С. 10–15.
25. *Kaibyshev R. and Kazakulov I.* Deformation behaviour of Fe – 3%Si steel // *Mater. Sci. Techn.* 2004. V. 20. № 2. P. 221–228.
26. *Haussler D., Bartsch M.O., Messerschmidt U. and Repich B.* HVTEM in situ observations of dislocation motion in the oxide dispersion strengthened superalloy MA 754 // *Acta Mater.* 2001. V. 49. № 18. P. 3647–3657.
27. *Kaibyshev R., Musin F., Avtokratova E., Motohashi Y.* Deformation behavior of a modified 5083 aluminum alloy // *Mater. Sci. Eng.* 2005. V. 392. № 1–2. P. 373–379.
28. *Bay B., Hansen N., Hughes D.A., Kuhlmann-Wilsdorf D.* Evolution of f.c.c. deformation structures in polyslip // *Acta Mater.* 1992. V. 40. P. 205–219.
29. *Рыбин В.В.* Большие пластические деформации и разрушение металлов. М: Металлургия, 1986. 224 с.