

PACS: 62.20.Fe, 81.40.Vw

В.Н. Варюхин, Н.Н. Белоусов

НЕУПРУГИЕ ЯВЛЕНИЯ И СТРУКТУРНО-КИНЕТИЧЕСКИЕ ИЗМЕНЕНИЯ  
В АУСТЕНИТЕ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ  
ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ  
ПРЕДЕЛЬНОЙ ВЕЛИЧИНЫ

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины  
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

Статья поступила в редакцию 9 апреля 2004 года

*Методом высокочастотного внутреннего трения (ВВТ) проведено исследование неупругих явлений и структурно-кинетических изменений, протекающих в различных системах скольжения аустенита высокоазотистой стали (ВАС) ( $C_N = 0.06-0.57\%$ ) после пластической деформации кручением предельной величины. Неупругие явления и структурно-кинетические изменения в различных системах скольжения изучали с применением датчиков с продольной и сдвиговой поляризациями ультразвуковой (УЗ) волны. Обнаружен максимум на температурной зависимости ВВТ. Показано, что высота и температурное положение максимума зависят от величины пластической деформации кручением и от поляризации УЗ-волны. Установлено, что временная зависимость фона, температурное положение и высота максимума ВВТ связаны со структурно-кинетическими изменениями, протекающими в различных системах скольжения в процессе изотермического отжига под нагрузкой.*

**Обоснование цели и постановка задачи исследования**

В ряде областей промышленности, прежде всего в электромашиностроении, находят широкое применение немагнитные конструкционные материалы. В качестве таких материалов чаще всего используются аустенитные стали, легированные никелем. Условия эксплуатации этих материалов не требуют повышенных антикоррозионных свойств, и поэтому создаются особо благоприятные предпосылки для замены в них дефицитного никеля азотом [1–3]. Это является эффективным и перспективным способом экономии дорогостоящего никеля, с одной стороны, и удешевления изделий из азотистых сталей – с другой [4].

Несмотря на большой экономический и научный интерес к сталям данного типа [1–4], остаются неизученными вопросы, имеющие наибольшее практическое значение и обусловленные [5–12]:

- ролью и характером поведения азота в предельно дефектных (структурно-неравновесных) состояниях в условиях влияния различных температурно-силовых полей напряжений, имитирующих эксплуатационные;
- особенностями структурообразования предельно деформированного состояния в условиях механоактивации различных систем скольжения путем сочетания определенных мод пластической деформации;
- особенностями структурно-кинетических изменений, протекающих в условиях динамического отжига под нагрузкой, после пластической деформации предельной величины;
- термодинамическими условиями перехода предельно дефектной структуры в равновесное состояние после пластической деформации предельной величины;
- кинетическими и термодинамическими условиями формирования субмикро- и нанокристаллической структур в предельно деформированном состоянии;
- объяснением предельно деформированного состояния кристаллической решетки на основе взаимосвязи и взаимозависимости двух конкурирующих процессов – пластической деформации и разрушения.

Решение этих вопросов позволит создавать предельно деформированное (структурно-неравновесное) состояние и обеспечивать последующее температурно-силовое формирование однородной и термодинамически равновесной микроструктуры (с субмикро- и наноразмерными элементами структуры), приводящей к стабилизации физико-механических свойств при эксплуатации.

Цель данной работы – изучение неупругих свойств и структурно-кинетических изменений в аустените ВАС после пластической деформации кручением предельной величины.

### Материал и методика эксперимента

Для исследований использовали аустенитную ВАС одинакового химического состава, но с различной концентрацией азота  $C_N = 0.06; 0.3; 0.57\%$  [11]. Сталь была получена путем плавления в индукционной печи и последующего плазменно-дугового переплава в атмосфере азота при повышенном давлении.

Для формирования заданного комплекса физико-механических свойств использован метод наложения напряжения кручением (предельной величины) и растяжения (постоянной величины).

Одно- и многократное деформирование кручением при постоянном напряжении растяжением (размер гантелеобразных образцов 60 mm, базы – 30 mm) осуществляли в специальных захватах на компьютеризированном структурно-деформационном комплексе ИМАШ20-75/2167-Р50 со скоростью деформации  $d\varphi/dt = 10^{-2}$  rad/s при комнатной температуре и  $\varepsilon = \text{const}$ . В процессе кручения одновременно с записью кривых деформации  $\sigma(\varphi)$  и

$\sigma(t)$  проводили регистрацию характера изменения электросопротивления образца и акустической эмиссии. После заданной деформации кручением (при сохранении условия постоянства  $\sigma = 0.5\sigma_{us}$ , где  $\sigma_{us}$  – предел прочности на сдвиг для данной концентрации азота), регистрировали релаксацию напряжений сдвига до начала установившейся стадии. Максимальное значение сдвиговой деформации, возникающей у поверхности образца при кручении, вычисляли по формуле [13]:  $\gamma_{max} = d\varphi/2l$  или  $\gamma_{max} = 2\pi dN/l$ , где  $\gamma$  – относительный сдвиг при кручении;  $\varphi$  – угол закручивания, rad;  $N$  – число оборотов;  $l, d$  – соответственно длина и диаметр образца. Минимальный угол закручивания составлял 1 rad, максимальный – более 30 rad при последующей реализации релаксации напряжений. Истинную степень деформации сдвигом определяли как  $e_{sh} = \ln\gamma_{max}$ . Максимальное значение касательных напряжений, возникающих вблизи контура образца, вычисляли по формуле [13]:  $\tau_{max} = 16M/\pi d^3$ , где  $M$  – крутящий момент.

Использовали метод ВВТ ( $f = 102$  kHz), который является достаточно чувствительным для изучения структурно-кинетических изменений, происходящих на дислокационном уровне в различных системах скольжения [14–17]. После деформации и приготовления образцов измеряли ВВТ на высокочастотной установке типа «составной вибратор» [11,15] на частоте  $f \approx 102$  kHz, при постоянной амплитуде УЗ-деформации  $\varepsilon = 5 \cdot 10^{-7}$ , в интервале температур 300–700 К, при постоянной нагрузке ( $\sigma = 0.6\sigma_{us}$ ), создаваемой методом трехточечного изгиба [13]. Длину образцов оценивали из условий образования стоячей волны с узлами в местах склейки пьезодатчиков с образцом [11,15]. Так, на резонансной частоте пьезодатчиков 102.1 kHz длина исследуемых образцов равнялась 24.5 mm. После деформирования отрезали образцы расчетной длины (из базы 30 mm), затем притирали их до поперечного сечения ( $2.1 \times 2.2$  mm) кварцевых пьезодатчиков. Плоскопараллельность граней была в пределах  $\pm 5$   $\mu$ m, ее контролировали оптическим методом.

В процессе изотермического отжига под нагрузкой температуру поддерживали с точностью  $\pm 1$  К с помощью специальной электронной системы АЛА-ТОО. Скорость увеличения температуры при измерении температурной зависимости ВВТ не превышала 0.05 К/s, что исключало градиентные (термоупругие) потери и позволяло относить температурные изменения ВВТ за счет структурно-кинетических изменений, протекающих в поле действия напряжений УЗ-волны. Использовали пьезодатчики X- и Y-срезов, возбуждающие моды продольных (волна сжатия) и крутильных (волна сдвига) колебаний УЗ-волны [16,17]. Для пьезокварцев X-среза динамические напряжения в поле действия УЗ-волны максимальны в плоскости продольного сечения образца; для Y-среза вектор поляризации максимален в плоскости поперечного сечения образца. Таким образом, при использовании пьезодатчиков X-среза исследовали структурные изменения, протекающие в системах скольжения, активированных продольной деформацией и сдвиговой компонентой напряжения кручением. С помощью датчиков Y-среза изучали про-

цессы, протекающие в системах скольжения, активированных деформацией кручением, в условиях влияния постоянной компоненты продольной деформации.

Для исследования в высокотемпературной области использовали буферные стержни из состаренного кварцевого стекла, жестко связанные с образцом. Применение таких стержней было вызвано необходимостью проведения экспериментов в широкой области изменения температуры [11]. После деформации кручением и соответствующего приготовления образцов их приклеивали к пьезоэлектрическим датчикам с буфером и проводили измерения температурной зависимости ВВТ [11]. На каждой из изотерм (при  $T = \text{const}$ ) делали выдержку в течение 60–180 min с периодическим измерением величины ВВТ  $Q_t^{-1}$  через каждые 0.2–2 min при постоянной УЗ-деформации  $\varepsilon = 10^{-7}$ . В качестве количественной характеристики структурно-кинетических изменений и степени распада пересыщенного твердого раствора после деформации кручением использовали величину  $\omega(t)$  [18,19]:

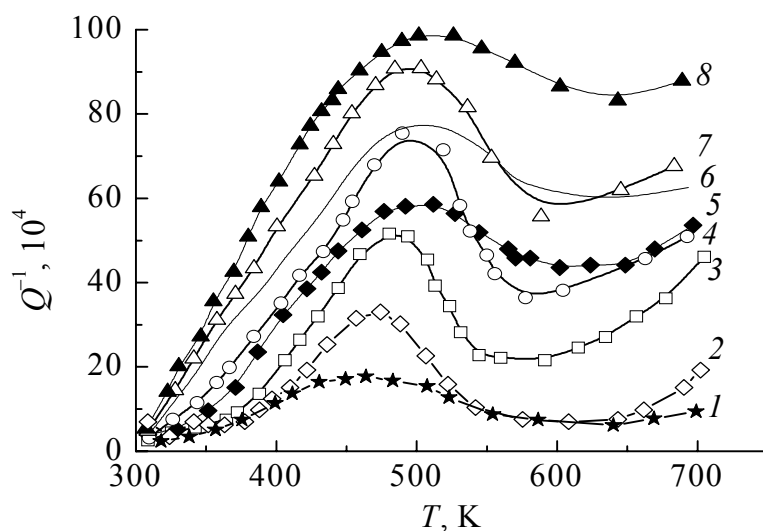
$$\omega(t) = (Q_n^{-1} - Q_t^{-1}) / (Q_n^{-1} - Q_k^{-1}),$$

где  $Q_n^{-1} = \delta / \pi$ ,  $Q_t^{-1}$ ,  $Q_k^{-1}$  – значения ВВТ (за вычетом фона) при данной температуре выдержки для моментов времени  $t_0$ ,  $t$  и  $t_k$ , когда значения ВВТ для этой температуры не изменялись со временем. Кинетический параметр  $\omega(t)$  являлся характеристикой полноты протекания структурно-кинетических процессов при изотермической выдержке под нагрузкой [18,19] при  $\omega(t) = 1$ ,  $Q_n^{-1} = Q_k^{-1}$ , что соответствовало установлению равновесия для данной температуры.

Предложенную методику *in situ* исследований структурно-кинетических изменений в процессе динамического отжига отработывали на модельных, хорошо изученных ГЦК-материалах Cu, Al, Ni. Кроме этого, проводили исследования на моно- и поликристаллах Zn, характеризующихся наличием нескольких независимых систем скольжения, позволяющих независимо и контролируемо изменять структуру в каждой системе скольжения в отдельности [16,17]. Характер структурно-кинетических изменений в процессе изотермического отжига под нагрузкой определяли, исходя из чувствительности метода ВВТ к диффузионным процессам и диссипативным явлениям, протекающим на субмикро- и наноструктурном (дислокационном) уровнях на вязких границах и внутри неупругих дефектов (структурная неупругость) структурно-деформационного происхождения (полосы скольжения, двойники и др.) [17–19].

### Результаты эксперимента и их обсуждение

На рис. 1 представлены кривые температурной зависимости ВВТ различной поляризации в аустените ВАС ( $C_N = 0.3\%$ ) после заданной величины деформации кручением. Как видим, максимумы (для продольных и сдвиго-



**Рис. 1.** Температурные зависимости ВВТ при продольных (кривые 1, 2, 3, 4) и крутильных (кривые 5, 6, 7, 8) колебаниях (за вычетом исходного фона) в аустените ВАС с  $C_N = 0.3\%$  после деформации кручением соответственно при  $e_{sh} = 0.1, 0.4, 0.8, 1.2$

вых мод колебаний) наблюдаются в районе температур 450–500 К. Высота, полуширина и температурное положение максимумов сильно зависят от величины пластической деформации кручением и от поляризации УЗ-волны. Использование различных мод УЗ-колебаний позволило установить, что пластическая деформация кручением приводит к различному характеру неупругих потерь энергии УЗ-колебаний. Эти потери могут быть связаны с неупругими свойствами структурных элементов, сформированных при сдвиговой деформации кручением и активированных полем УЗ-волны в различных системах скольжения. Более структурно-активными (по неупругим свойствам и поглощению поперечных волн) являются системы скольжения (первичные), непосредственно активированные сдвиговой компонентой деформации кручением (рис. 1, кривые 5, 6, 7, 8). Во вторичных системах скольжения, в которых компонента сдвиговой деформации (по фактору Шмида) отсутствует, тем не менее проявляется неупругое поглощение волны продольной поляризации (рис. 1, кривые 1, 2, 3, 4).

Ранее авторами [20] на закаленной стали 45 после предварительной пластической деформации (гидроэкструзия на 30; 50 и 70%) был обнаружен деформационный максимум, поведение которого в условиях последеформационного нагрева связывалось с характером взаимодействия «старых» дислокаций с атмосферами примесей, особенностями сформированной субструктуры и началом распада мартенсита. Авторы не проводили выделение структурных изменений по различным системам скольжения после гидроэкструзии.

В исследуемой стали наблюдаемые максимумы вызваны процессами кручения и являются, вероятно, результатом наложения ряда элементарных пи-

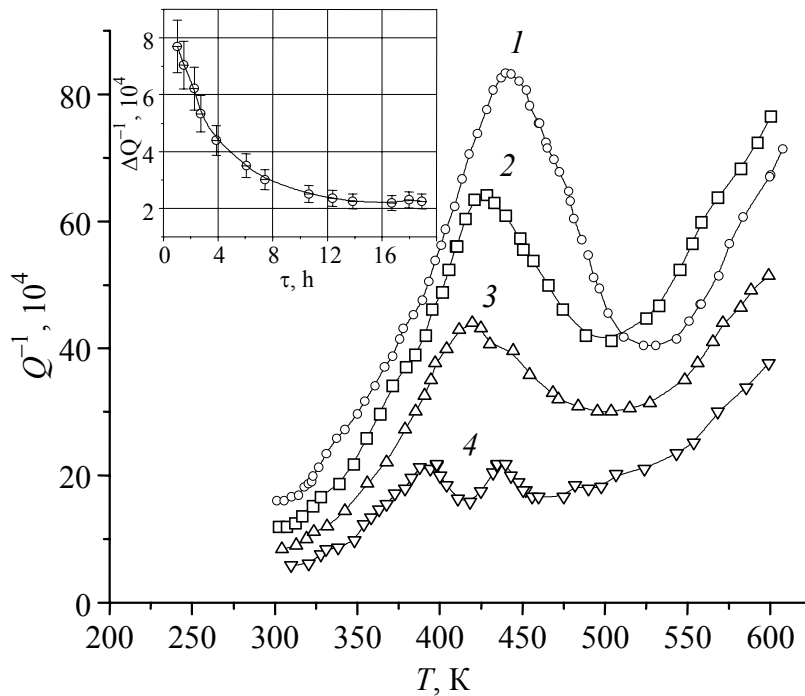
ков, обусловленных как активацией диффузии атомов азота вследствие пластической деформации, так и диссипацией энергии УЗ-колебаний неупругими элементами структурных дефектов деформационного происхождения. В деформированном состоянии наложение влияния диффузии азота в твердом растворе внедрения и неупругого поглощения энергии УЗ-колебаний элементами структурных дефектов пропорциональны не высоте пика  $Q_{\max}^{-1}$ , а площади под ним [18,19]:

$$S = \int_{T_1}^{T_2} Q^{-1}(T) dT. \quad (1)$$

При одновременном протекании нескольких элементарных релаксационных процессов аддитивному влиянию структурной неупругости и концентрации атомов внедрения в твердом растворе будет пропорциональна полная площадь под кривой ВВТ. В [18] была доказана правомерность замены величины максимума ВВТ на величину  $S$  площади под кривой ВВТ. В нашем случае в качестве характеристик структурной неупругости после деформации кручением предельной величины использовали высоту максимумов (за вычетом фона) на температурной зависимости ВВТ и относительную величину площади под максимумом  $S$  (отношение площади под максимумом для данной обработки к площади под максимумом для нормализованного образца). Обработку кривых ВВТ осуществляли на компьютере с помощью специальных математических программ.

В процессе изотермической выдержки под нагрузкой, превышающей предел текучести в условиях динамического возврата, изменялись не только высота и температурное положение максимумов, но также их форма (рис. 2). Эти изменения связаны со структурной релаксацией и перераспределением атомов азота между неупругими элементами структуры за счет наиболее полного заполнения энергетически более выгодных позиций, образованных вследствие деформации кручением, что приводит к закономерному уменьшению  $S$  и высоты максимума ВВТ.

Согласно результатам, приведенным на рис. 2, наблюдалось экспоненциальное уменьшение ВВТ от времени отжига под постоянной нагрузкой ( $\sigma = 0.6\sigma_{\text{us}}$ ). Подобные исследования выполнены и для других концентраций ( $C_N = 0.06$  и  $0.57\%$ ): увеличение концентрации азота и величины деформации приводило к уширению максимума и смещению его температурного положения. Наиболее интенсивно структурно-кинетические изменения вследствие структурной релаксации после деформации кручением происходили в первые часы отжига (рис. 2, вставка). При более длительных выдержках структурная релаксация и закрепление структурных элементов (уменьшение структурной неупругости) в результате выделения азота происходили с уменьшающейся скоростью. Повышение нагрузки вызывает сокращение времени структурной релаксации и распада твердого раствора. В качестве меры степени



**Рис. 2.** Температурно-временная зависимость формы и высоты максимума ВВТ для стали с  $C_N = 0.3\%$  (продольные колебания): 1 – после деформации кручением ( $e_{sh} = 0.8$ ); 2 – после 30 min изотермической выдержки ( $\sigma = 0.6\sigma_{us}$ ); 3 – после 90 min выдержки; 4 – после 180 min выдержки. На вставке показана зависимость высоты максимума от времени выдержки

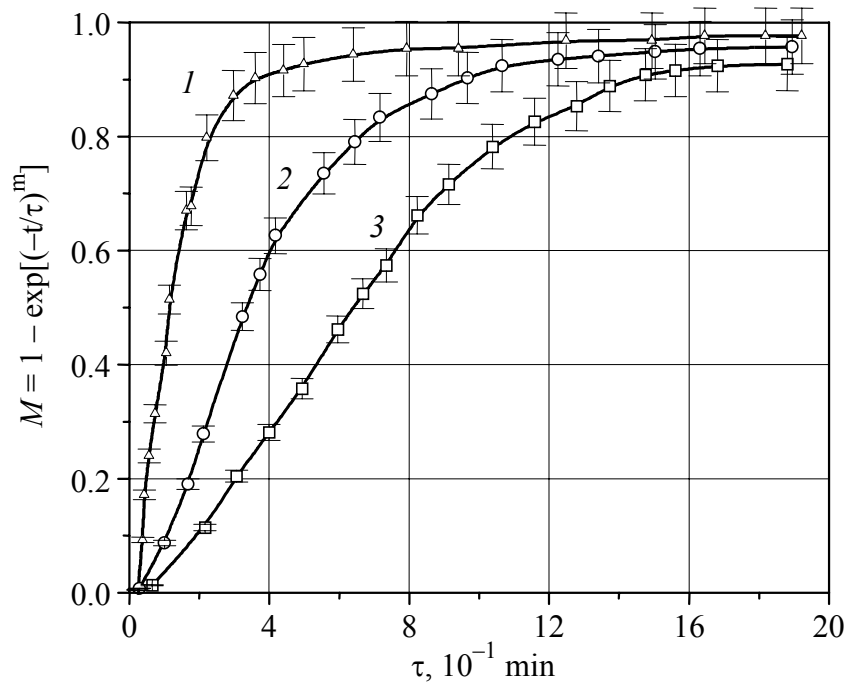
структурной релаксации и последеформационного распада пересыщенного твердого раствора использовали величину  $M$  [18]:

$$M = \frac{C_0 - C_t}{C_0 - C_\infty}, \quad (2)$$

где  $C_0$  – концентрация твердого раствора после деформации кручением,  $C_t$  – концентрация твердого раствора после изотермического отжига под нагрузкой в течение времени  $t$ ,  $C_\infty$  – равновесная концентрация азота. Величина  $M$  пропорциональна относительной доле распавшегося твердого раствора. В работе [19] показана возможность замены концентрации  $C_t$  на соответствующие значения площади  $S_t$ , после чего величину  $M$  можно записать в виде

$$M_q = \frac{S_0 - S_t}{S_0 - S_\infty}. \quad (3)$$

По результатам измерения величин  $S$  на графиках температурной зависимости ВВТ были построены кинетические кривые изотермического отжига под нагрузкой (рис. 3). Согласно рис. 3 скорость распада пересыщенного твердого раствора с  $C_N = 0.3\%$  в процессе структурной релаксации уменьшается с ростом величины деформации кручением. Такая последовательность отражает тенденцию повышения устойчивости твердого раствора и



**Рис. 3.** Кинетические кривые динамического отжига аустенита ВАС ( $C_N = 0.3\%$ ,  $\sigma = 0.6\sigma_{us}$ ) после деформации кручением  $e_{sh}$ : 1 – 0.4, 2 – 0.8, 3 – 1.2

стабилизации структуры (в аспекте понижения структурной неупругости) после деформации кручением. Обнаружено, что наименьшей устойчивостью обладают твердый раствор и последеформационная структура с минимальной (0.06%) концентрацией азота при предельных величинах деформации кручением. Для анализа структурно-кинетических кривых экспериментальное значение  $M_q$  сопоставляли с теоретическим  $M$ , которое в первом приближении можно описать уравнением [21,22]:

$$M = 1 - \exp\left[-\left(\frac{t}{\tau}\right)^m\right], \quad (4)$$

где  $\tau$  – характеристическое время распада (релаксации);  $m$  – показатель временной экспоненты, характеризующий механизм распада;  $t$  – продолжительность изотермического отжига под нагрузкой. Представление соотношения (4) в координатах  $\ln[\ln(1/(1 - M))]$  от  $\ln t$  позволило определить значения  $\tau$  и  $m$ . Так, при динамическом отжиге стали с  $C_N = 0.3\%$  при температуре максимума имеем:  $\tau = 0.3 \text{ h}$  (для  $e_{sh} = 0.4$ );  $\tau = 0.7 \text{ h}$  (для  $e_{sh} = 0.8$ );  $\tau = 1.2 \text{ h}$  (для  $e_{sh} = 1.2$ ). С ростом значения деформации кручением от 0.4 до 1.2 величина  $m$  меняется в пределах соответственно от 0.7 до 1.2. Исходя из этого, можно предположить, что в стали с  $C_N = 0.3\%$  для деформации кручением при  $e_{sh} = 0.4$  процесс структурно-кинетических изменений происходит на дислокациях (поскольку  $m = 2/3$  [22]), а при  $e_{sh} = 1.2$  – в матрице твердого раствора и на структурных элементах (поскольку  $m = 1/2$  [21]). Продукты



распада способствуют образованию мелких выделений, когерентно связанных с матрицей твердого раствора, которые, вероятно, накапливаются на элементах структурных дефектов, уменьшая тем самым структурную неупругость. При этом дислокации играют большую роль на начальных стадиях деформации в процессе распада.

Если воспользоваться теорией [22], справедливой при  $m = 1$ , то величина  $\tau$  должна быть пропорциональна квадрату расстояний между выделениями. Вычисления показывают, что в стали с  $C_N = 0.3\%$  после деформации кручением при  $e_{sh} = 1.2$  расстояние между выделениями меньше, чем при  $e_{sh} = 0.4$ . Зная значение  $\tau$  для двух температур динамического отжига и одной величины деформации кручением, можно оценить энергию активации процесса, контролирующего структурно-кинетические изменения согласно [21]. Для начальных времен отжига аустенита ВАС ( $C_N = 0.3\%$ ) определили энергию активации:  $H = 0.55 \pm 0.05$  и  $H = 0.65 \pm 0.05$  eV соответственно для  $e_{sh} = 0.4$  и  $e_{sh} = 1.2$ . Подобные значения энергии активации получены по величине температурного смещения максимума для разных частот колебаний. Эти величины близки к значению энергии активации структурной релаксации, связанной с релаксацией напряжений на границах структурных дефектов, а также к величине энергии активации самодиффузии элементов внедрения в аустените [19,23].

На рис. 4 представлены зависимости тангенса угла наклона ВВТ ( $\text{tg}\alpha = \Delta Q^{-1}/\Delta\varepsilon$ ) и фона ВВТ от температуры изотермического отжига под нагрузкой после заданной величины деформации кручением. Отжиг стали при 360 К

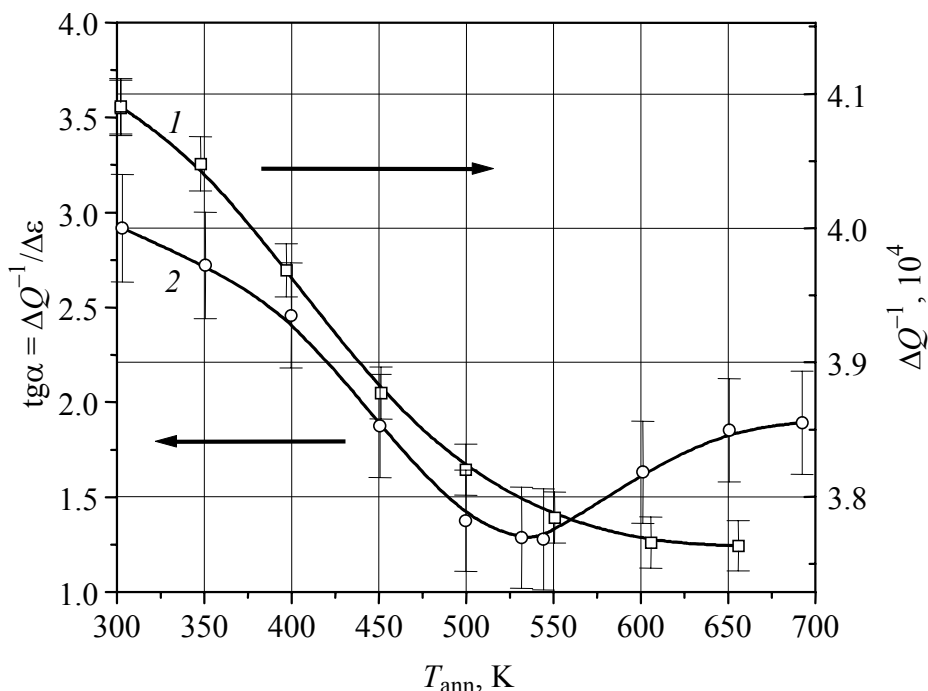


Рис. 4. Зависимость величины фона ВВТ (кривая 1) и тангенса угла наклона  $\text{tg}\alpha = \Delta Q^{-1}/\Delta\varepsilon$  (кривая 2) после пластической деформации кручением ( $e_{sh} = 0.8$ ,  $C_N = 0.3\%$ )

в течение 1 h не приводит к заметному изменению высоты и формы максимума ВВТ и  $\text{tg}\alpha$ . После отжига при 400 К начинается понижение высоты максимума, а также величины  $\text{tg}\alpha$  и уровня фона ВВТ. Понижение высоты максимума при повышении  $T$  отжига свидетельствует об уменьшении содержания азота в твердом растворе и увеличении релаксационной стойкости структуры за счет закрепления границ структурных элементов. Температура отжига 700 К соответствует минимуму растворимости азота в стали [2]. Уменьшение значений  $\text{tg}\alpha$  и величины фона ВВТ в узком температурном интервале может быть связано как с закреплением дислокаций атомами азота [23], так и с процессами релаксации микронапряжений, связанными со структурно-кинетическими изменениями [24,25]. Минимальные значения  $\text{tg}\alpha$  при деформации кручением достигаются в районе 480 К.

Динамический отжиг аустенита ВАС после деформации кручением предельной величины приводит к понижению содержания азота в твердом растворе, стабилизации структурной неупругости и повышению релаксационной стойкости. Это, вероятно, может быть связано либо с осаждением азота на дислокациях в области границ структурных дефектов деформационного происхождения (границы фрагментированных зерен, полосы скольжения, границы деформационных двойников), либо с образованием когерентных наноразмерных выделений на них [19], либо с формированием в стали когерентной зонной структуры (подобно зонам Гинье–Престона в Al) с областями, обедненными и обогащенными хромом и азотом. Эта возможность для высокохромистых сталей рассматривалась в [26,27]. Мы не обнаружили рентгенографическим методом (в области больших углов  $\Theta$ ) выпадения подобных зон в аустените ВАС, хотя замечены изменения ширины рентгеновских линий, связанные с изменением микронапряжений. Наиболее пригоден для этих целей метод малоуглового рентгеновского рассеяния. Понижение величины фона ВВТ указывает на возможность протекания процесса релаксации сдвиговых микронапряжений, что подтверждается рентгенографическими исследованиями. Отжиг при более высокой температуре ( $T = 600\text{--}700$  К) приводит к постепенному увеличению тангенса угла наклона графика амплитудной зависимости. Изменение амплитудной зависимости можно объяснить тем, что в процессе распада и образования вакансий происходит очистка матрицы твердого раствора от атомов внедрения и, вероятно, от атомов замещения и уменьшения степени закрепления дислокаций в области границ структурных дефектов, что способствует началу термической рекристаллизации. Интенсивность возрастания амплитудной зависимости и, следовательно, интенсивность распада твердого раствора увеличиваются с уменьшением содержания азота, что совпадает с выводами, полученными после обработки кинетических кривых динамического отжига (см. рис. 3).

Таким образом, на температурной зависимости ВВТ в поле напряжения УЗ-волны продольной и поперечной поляризации обнаружен максимум

ВВТ, который отсутствовал на исходных образцах. Он обусловлен активацией дефектов различных систем скольжения. По проявляющимся признакам максимум является деформационно-концентрационным, при динамическом отжиге – проявляет структурно-кинетический характер. Температура возникновения максимума ВВТ после деформации кручением предельной величины обусловлена термодинамической неустойчивостью дефектов в участках локализованной пластической деформации. Эта неустойчивость может быть связана с проявлением вязкого поведения структурных элементов деформационного происхождения. Уменьшение величины максимума в процессе изотермического отжига под нагрузкой свидетельствует о протекании аккомодационных процессов, вызывающих структурно-кинетические изменения внутри структурных дефектов.

Обработка кинетических кривых динамического отжига после деформации кручением предельной величины позволила проследить кинетику распада пересыщенного твердого раствора (на примере аустенита ВАС с  $C_N = 0.3\%$ ): от образования атмосфер из примесных атомов на дислокациях в приграничных зонах наиболее деформированных зерен (при деформации  $e_{sh} = 0.4$ ) до образования наноразмерных выделений на внутренних структурных элементах полос локализованной пластической деформации (при деформации  $e_{sh} = 1.2$ ). Это дало возможность определить пути перехода предельно дефектной (неравновесной) структуры в термодинамически равновесное состояние, характеризующееся повышенной релаксационной стойкостью структуры.

1. А.Н. Морозов, Водород и азот в стали, Металлургия, Москва (1968).
2. К. Смителлс, Газы и металлы, Metallurgizdat, Москва (1940).
3. Дж.Д. Фаст, Взаимодействие металлов с газами, Металлургия, Москва (1975).
4. М.И. Гольдштейн, А.В. Гринь, Э.Э. Блюм, Л.М. Панфилова, Упрочнение конструкционных сталей нитридами, Металлургия, Москва (1970).
5. И.Д. Морохов, Л.И. Трусов, С.П. Чижик, Ультрадисперсные металлические среды, Атомиздат, Москва (1977).
6. Сверхмелкое зерно в металлах, Л.К. Гордиенко (ред.), Металлургия, Москва (1973).
7. И.Д. Морохов, В.И. Петин, Л.И. Трусов, В.Ф. Петрунин, УФН **133**, 653 (1981).
8. А.И. Гусев, УФН **168**, 55 (1998).
9. С.Г. Зайченко, А.М. Глезер, ФТТ **39**, 2023 (1997).
10. Р.З. Валиев, И.В. Александров, Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией, Логос, Москва (2000).
11. В.Н. Варюхин, Н.Н. Белоусов, Е.Г. Пашинская, ФТВД **8**, № 2, 21 (1998).
12. И.А. Гиндин, И.М. Неклюдов, Физика программного упрочнения, Наукова думка, Киев (1979).
13. Экспериментальные методы исследования деформаций и напряжений (справочное пособие), Наукова думка, Киев (1981).

14. В.Н. Варюхин, Н.Н. Белоусов, Е.Г. Пашинская, ФТВД **10**, № 2, 15 (2000).
15. В.Н. Варюхин А.В. Резников, Н.Н. Белоусов, ФММ **62**, 1221 (1986).
16. Н.Н. Белоусов, В.Н. Варюхин, О.И. Дацко, Ф.Ф. Лаврентьев, ФММ **68**, 799 (1989).
17. Н.Н. Белоусов, В.Н. Варюхин, О.И. Дацко, УФЖ **34**, 1564 (1989).
18. В.Д. Вернер, Ю.В. Пигузов, Ф.Н Тавадзе, ФХОМ № 2, 72 (1962).
19. В.Д. Вернер, ФТТ **7**, 2318 (1965).
20. В.Б. Примислер, О.И. Дацко, В.А. Белошенко и др., в сб.: Внутреннее трение в металлах, полупроводниках, диэлектриках и ферромагнетиках, Наука, Москва (1978), с. 45.
21. Ке Тин-суй, Цзен Чи-цзян, ФММ **4**, 291 (1957).
22. F.S. Nat, J. Phys. Chem. Solids **6**, 335 (1958).
23. В. Зайт, Диффузия в металлах, Изд-во иностр. лит., Москва (1958).
24. Ж. Фридель, в сб.: Механические свойства и структура металлов, Metallurgia, Москва (1967).
25. Ке Тин-суй, Упругость и неупругость металлов, Изд-во иностр. лит., Москва (1954).
26. Е.З. Винтайкин, В.Ю. Колонцов, ФММ **26**, 282 (1968).
27. Ю.О. Меженный, Ю.А. Скаков, Изв. вузов № 11, 120 (1967).

*V.N. Varyukhin, N.N. Belousov*

## INELASTIC PHENOMENA AND STRUCTURAL-KINETIC CHANGES IN HIGH-NITROGEN STEEL AUSTENITE AFTER EXTREME PLASTIC DEFORMATION

Method of high-frequency internal friction has been used to investigate inelastic phenomena and structural-kinetic changes in different slip systems of high-nitrogen steel austenite ( $C_N = 0.06-0.57\%$ ) after extreme plastic-deformation shearing component. Inelastic phenomena and structural-kinetic changes in different slip systems were studied by using transducers with longitudinal and shearing polarizations of ultrasonic (US) wave. On temperature dependence of internal friction a maximum has been detected. The height and the temperature position of the maximum are shown to be dependent on value of torsional strain and on character of microstructure formed. It has been found that the time dependence of background and height of high-frequency internal friction maximum during dynamic annealing under load, as well as their temperature position are related to structural-kinetic changes taking place in different slip systems of subbands of maximally deformed grains. It is shown that the extreme plastic torsional strain under the relaxation of microshearing stresses results in the increasing of structure homogeneity (at submicro- and nanolevels) and in substructural hardening of metals and alloys.

**Fig. 1.** Temperature dependences of high-frequency internal friction at longitudinal (curves 1, 2, 3, 4) and torsional (curves 5, 6, 7, 8) vibrations (less the initial background) in high-nitrogen steel austenite with  $C_N = 0.3\%$  after plastic torsional strain  $e_{sh} = 0.1, 0.4, 0.8, 1.2$  respectively

**Fig. 2.** Time-temperature dependence of the shape and height of high-frequency internal friction maximum at longitudinal vibrations for steel with  $C_N = 0.3\%$  after plastic torsional strain ( $e_{sh} = 0.8$ )

**Fig. 3.** Kinetic curves of isothermal annealing of high-nitrogen steel ( $C_N = 0.3\%$ ,  $\sigma = 0.6\sigma_{us}$ ) after plastic torsional strain  $e_{sh}$ : 1 – 0.4; 2 – 0.8; 3 – 1.2

**Fig. 4.** Dependence of value of internal-friction background (curve 1) and of the slope of internal-friction  $\text{tg}\alpha = \Delta Q^{-1}/\Delta\varepsilon$  (curve 2) after plastic torsional strain ( $e_{sh} = 0.8$ ,  $C_N = 0.3\%$ )