

PACS: 81.40.-z, 81.40.Ef, 81.40.Gh

Н.Б. Эфрос, Л.В. Лоладзе, Т.П. Заика, Н.В. Шишкова, В.С. Тютенко,
Б.М. Эфрос, В.Н. Варюхин

СТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

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

Полученные результаты позволили установить оптимальные концентрации азота и рациональные режимы термомеханической обработки (ТМО), которые обеспечивают высокие прочностные свойства азотсодержащих ГЦК-твердых растворов замещения.

Введение

Развитие современной техники связано с использованием новых высокопрочных материалов со специальными свойствами. Высокоазотистые аустенитные стали (ВАС) благодаря уникальности их свойств (высокому уровню прочности, пластичности и вязкости разрушения, повышенной коррозионной стойкости, немагнитности и др.) являются материалами, перспективными для использования в различных областях промышленности [1,2]. Поэтому поиск оптимальных концентраций азота и рациональных параметров термопластической обработки ВАС, обеспечивающих требуемый комплекс физико-механических и эксплуатационных свойств, представляет большой интерес.

Материалы и методы исследования

Объектами исследования служили аустенитные нержавеющие стали на основе Fe–Cr–Mn-твердого раствора, имеющие критические точки M_S и M_D ниже комнатной температуры, в которых концентрация азота C_N варьировалась до 0.8 mass%.

В качестве способов пластической деформации использовали одноосное растяжение и способ выдавливания жидкостью высокого давления методом гидроэкструзии (ГЭ) со степенями деформации $e = 0-0.7$ ($e = \ln R$, где R – вытяжка экструдата). Образцы ВАС после ГЭ подвергали старению в интервале температур $T_{ag} = 400-800^\circ\text{C}$ с выдержкой τ_{ag} до 10 h.

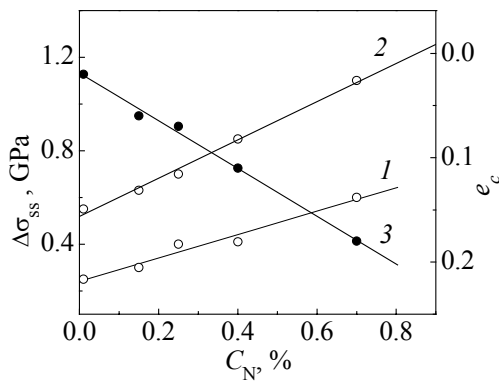


Рис. 1. Влияние концентрации азота C_N на твердорастворную компоненту $\Delta\sigma_{ss}$ предела текучести $\sigma_{0.2}$ (1), предела прочности σ_B (2) и величину критической деформации ϵ_c (3) стали X18Г18

Механические свойства образцов ВАС определяли по результатам статических испытаний на растяжение (ГОСТ 1497–84) на универсальной машине усилием 98 kN со средней скоростью 10^{-4} s^{-1} . Для анализа кривых пластического течения S – e и характера упрочнения ВАС в интервале равномерной деформации использовали модели Холломона и Людвигсона [3].

Структуру ВАС исследовали методом оптической микроскопии на приборе «Neophot-32».

Результаты эксперимента и обсуждение

Получение высокопрочных состояний в ГЦК-твердых растворах замещения и внедрения типа ВАС возможно с помощью реализации следующих механизмов упрочнения: твердорастворного, зернограничного, дисперсионного и дислокационного (деформационного).

Твердорастворное упрочнение. Вклад твердорастворной компоненты $\Delta\sigma_{ss}$ в упрочнение указанных растворов в значительной степени связан с величиной C_N [1]. Наши экспериментальные результаты на примере стали X18Г18 (рис. 1) показывают, что зависимость $\Delta\sigma_{ss}$ – C_N в интервале $C_N = 0$ – 0.8 mass\% можно аппроксимировать следующим линейным соотношением:

$$\Delta\sigma_{ss} = \sigma_0 + K_\sigma C_N,$$

где σ_0 – прочность сплава без азота; K_σ – концентрационный коэффициент прочности; C_N – концентрация азота (mass%). Оценка этих параметров дала следующие значения: $\sigma_0 = 255 \text{ МПа}$, $K_\sigma = 495 \text{ МПа/\%}$ для $\sigma_{0.2}$ и $\sigma_0 = 525 \text{ МПа}$, $K_\sigma = 785 \text{ МПа/\%}$ для σ_B .

Одна из причин высокой эффективности компоненты твердорастворного упрочнения ВАС [2,3] может быть связана с особенностями движения расщепленной дислокации – двойникующая

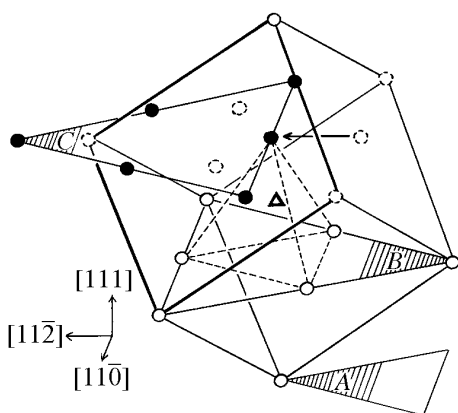


Рис. 2. Дополнительный механизм твердорастворного упрочнения ВАС

дислокация Шокли $a/6\langle 211 \rangle$ переводит атомы внедрения из октаэдрических междоузлий в тетраэдрические (рис. 2). Поскольку радиус тетраэдрической поры в ~ 2 раза меньше радиуса октаэдрической, атомы азота, попадая в тетраэдрическое междоузлие, создают большие упругие искажения кристаллической решетки, которые должны преодолеваются силовым образом или с помощью термических флуктуаций.

Зернограничное упрочнение. Зависимости предела текучести $\sigma_{0.2}$ от размера зерна d_g для различных C_N и зернограничного коэффициента K_Y от концентрации C_N в аустенитных сплавах на примере стали X18Г18 представлены на рис. 3. Видно, что зависимость $\sigma_{0.2}-d_g$ согласуется с соотношением Холла–Петча:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_i + \Delta\sigma_{gb}, \quad \Delta\sigma_{gb} = K_Y d_g^{-1/2}, \quad K_Y = K_Y^0 + KC_N.$$

Оценка параметров в данных соотношениях показала следующие значения: для $C_N = 0.3 \text{ mass\%}$ сопротивление деформации $\sigma_i = 230 \text{ МПа}$ ($d_g \rightarrow \infty$), зернограничный коэффициент $K_Y = 25 \text{ МПа}\cdot\text{мм}^{1/2}$; для $C_N = 0.7 \text{ mass\%}$ $\sigma_i = 410 \text{ МПа}$ ($d_g \rightarrow \infty$), $K_Y = 32 \text{ МПа}\cdot\text{мм}^{1/2}$; в отсутствие азота $K_Y^0 = 25 \text{ МПа}\cdot\text{мм}^{1/2}$; концентрационный коэффициент $K = 11.7 \text{ МПа}\cdot\text{мм}^{1/2}/\%$. Видно, что величина зернограничного коэффициента K_Y с увеличением C_N возрастает в аустенитных сталях. Однако вклад зернограничного упрочнения в исследованном интервале d_g для рассмотренных ВАС меньше, чем вклад в напряжение течения от твердорастворного упрочнения.

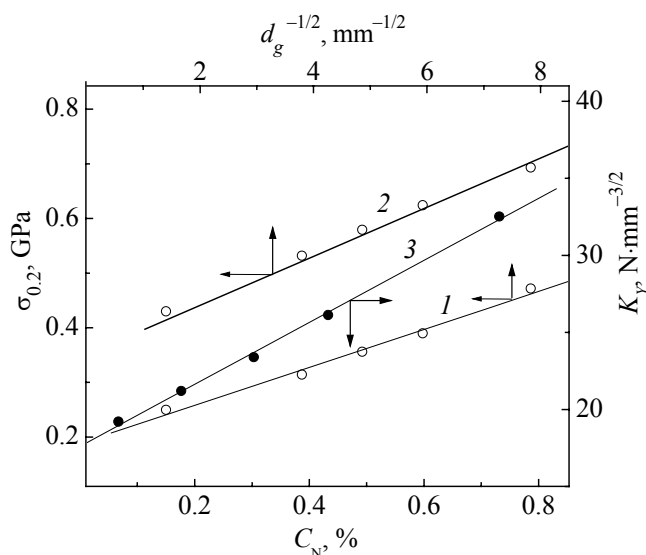


Рис. 3. Влияние размера зерна d_g на изменение предела текучести $\sigma_{0.2}$ стали X18A0.3Г18 (1) и X18A0.7Г18 (2) и концентрации азота C_N на зернограничный коэффициент K_Y (3) стали X18Г18

Дисперсионное упрочнение. Для аустенитных сталей с высоким содержанием азота упрочнение, обусловленное механизмом дисперсионного твердения в результате выделения частиц фазы Cr_2N , может быть существенным [1,3]. Полученные результаты измерения твердости HV ВАС на примере стали X14A0.45Г10СФ в зависимости от параметров старения T_{ag} и τ_{ag} но-

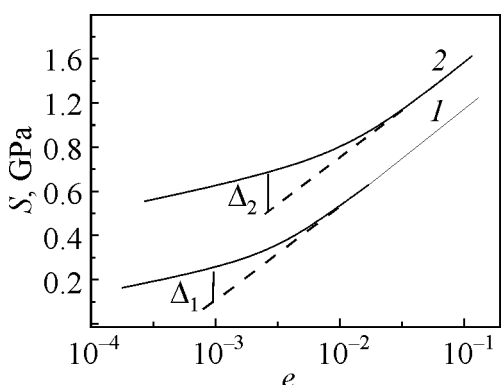


Рис. 4. Влияние концентрации азота C_N на зависимость истинное напряжение S –истинная деформация e стали X18Г18: 1 – $C_N = 0.3 \text{ mass\%}$; 2 – $C_N = 0.7 \text{ mass\%}$

осном растяжении в зависимости от C_N (рис. 4) показывает наличие положительного отклонения Δ от кривой S – e , описываемой соотношением Холломона при низких уровнях деформации ($e < e_c$). Это отклонение связано с наличием высокого значения компоненты планарности в дислокационном скольжении (модель Людвиговсона) [4]. Видно, что рост C_N увеличивает стадию планарного скольжения до более высоких степеней деформации $e = e_c$ (см. рис. 1 и 4). Одной из основных причин данного эффекта может быть снижение величины энергии дефектов упаковки аустенита γ_{sf} [1]. Экспериментальные исследования показали наличие более высокого значения коэффициента упрочнения ВАС при деформации по схеме одноосного растяжения (выше критической степени деформации e_c) по сравнению с деформацией по схеме одноосного сжатия. Данный эффект, по-видимому, связан с индуцированием внешним полем напряжений и дополнительным расщеплением дислокаций (эффект Копли–Кера) (рис. 5). Возможность проявления эффекта Копли–Кера в поликристаллах ВАС связана с изменением интенсивности текстурных максимумов и, следовательно, более активным развитием планарного скольжения и механического двойникования при пластической деформации [3,4].

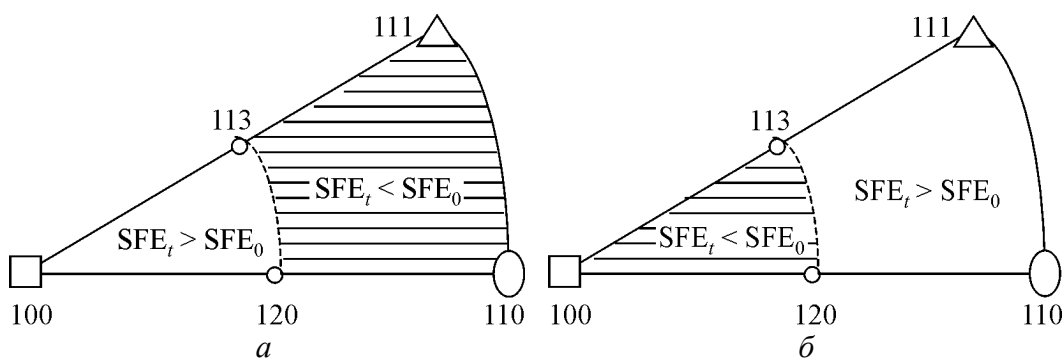


Рис. 5. Эффект Копли–Кера в ГЦК-поликристаллах в зависимости от схемы деформации: а – растяжение, б – сжатие

сят экстремальный характер. Это обусловлено наличием следующих стадий: зарождения (восходящая ветвь кривой $HV-\tau_{ag}$), выделения и роста (коагуляции) частиц избыточной фазы (плато и нисходящая ветвь кривой $HV-\tau_{ag}$). Максимальное значение твердости $HV = 3200 \text{ МПа}$ для стали X14A0.45Г10СФ достигается при следующих параметрах старения: $T_{ag} = 500-550^\circ\text{C}$ и $\tau_{ag} = 1.5-2.5 \text{ h}$ (при этом величина $\Delta HV \approx 410 \text{ МПа}$).

Деформационное упрочнение. Анализ кривых деформационного упрочнения аустенитных сталей при одно-

Термомеханическое упрочнение. Дальнейшее повышение прочностных свойств ВАС может быть достигнуто путем суперпозиции различных механизмов упрочнения, например деформационного (дислокационного) и дисперсионного [2]. Выбор оптимальных режимов старения экструдатов ВАС существенно упрощается, если известны закономерности изменения максимальных значений HV в зависимости от e , T_{ag} и τ_{ag} . Нами было показано, что оптимальная T_{ag} находится в области 500°C, а оптимальная величина τ_{ag} при данной T_{ag} зависит от степени деформации ГЭ: для $0.2 < e < 0.7$ величина $\tau_{ag} \approx 1$ h. С целью количественной оценки эффекта старения экструдатов ВАС, а также эффективности влияния комбинированного воздействия ГЭ и старения методами ТМО на изменение прочностных свойств, находили величину максимального приращения твердости ΔHV экструдатов стали X14A0.5Г10СФ после старения. Анализ данных зависимостей показал, что влияние старения (по оптимальным режимам) на повышение HV экструдатов ВАС неаддитивно. С ростом e при ГЭ наблюдается мультипликативный эффект: приращение максимальной твердости HV возрастает от 9% для $e = 0.1$ до 17.5% для $e = 0.7$.

Выводы

Определен вклад твердорастворного и зернограничного факторов в упрочнение ВАС. Оценена роль механизмов дисперсионного твердения и деформационного (дислокационного) упрочнения в повышении прочностных характеристик ВАС. Установлены оптимальные режимы ТМО, позволяющие обеспечить повышенный комплекс механических свойств ВАС.

1. *О.А. Банных, В.М. Блинов, Дисперсионно-твердеющие немагнитные ванадийсодержащие стали, Металлургия, Москва (1980).*
2. *Э.В. Козлов, Л.А. Теплякова, Н.А. Конева, В.Г. Гаврилюк, Н.А. Попова, Л.Н. Игнатенко, Г.Л. Федосеева, С.Ю. Смук, А.В. Пауль, В.П. Подковка, Изв. вузов. Физика 39, № 3, 33 (1996).*
3. *N.V. Shishkova, B.M. Efros, Steel grips 2, 629 (2004).*
4. *Ю.И. Чумляков, И.В. Куреева, А.Д. Коротаев, Е.И. Литвинова, Ю.Л. Зуев, Изв. вузов. Физика 39, № 3, 5 (1996).*

N.B. Efros, L.V. Loladze, T.P. Zaika, N.V. Shishkova, V.S. Tyutenko, B.M. Efros, V.N. Varyukhin

STRUCTURE AND MECHANISMS OF HIGH-NITROGEN AUSTENITIC STEELS HARDENING

Optimal nitrogen concentrations and rational regimes of thermomechanical treatment ensuring high strength properties of nitrogen-containing fcc substitutional solid solutions have been determined.

Fig. 1. Influence of nitrogen concentration C_N on solid-solution component $\Delta\sigma_{ss}$ of the yield strength $\sigma_{0.2}$ (1), ultimate strength σ_B (2) and value of critical deformation e_c (3) of steel X18Г18

Fig. 2. Additional mechanism of the high-nitrogen steel strain hardening

Fig. 3. Grain size d_g effect on changes in ultimate strength $\sigma_{0.2}$ of steel X18A0.3Г18 (1) and X18A0.7Г18 (2) and influence of nitrogen concentration C_N on grain-boundary coefficient K_γ (3) of steel X18Г18

Fig. 4. Influence of nitrogen concentration C_N on true stress S -true strain e relationship for steel X18Г18: 1 – $C_N = 0.3$ mass%; 2 – $C_N = 0.7$ mass%

Fig. 5. Copley-Kear effect in fcc polycrystals as a function of deformation scheme: a – tension, b – compression