

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

**«Физическая мезомеханика.
Материалы с многоуровневой иерархически
организованной структурой и интеллектуальные
производственные технологии»,**

посвященная 90-летию со дня рождения
основателя и первого директора ИФПМ СО РАН
академика Виктора Евгеньевича Панина

в рамках
**Международного междисциплинарного симпозиума
«Иерархические материалы: разработка и приложения
для новых технологий и надежных конструкций»**

**5–9 октября 2020 года
Томск, Россия**

Томск
Издательство ТГУ
2020

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ПРОКАТКЕ И ТРЕНИИ

¹Сурикова Н.С., ¹Наркевич Н.А., ^{1,2,3}Панин В.Е., ¹Власов И.В.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*НИ Томский государственный университет, Томск*

³*НИ Томский политехнический университет, Томск*

Интерес к метастабильным аустенитным сталям в настоящее время не ослабевает, поскольку они являются прекрасным модельным материалом для изучения физики структурно-фазовых превращений, происходящих в металлах при пластической деформации [1-5], с точки зрения фундаментальной науки и, кроме того, имеют практическую значимость для автомобильной, нефти-химической и архитектурно-строительной отраслей экономики. Свойства этих сталей зависят от системы легирования, режима термической обработки, температуры и скорости деформирования. Большое влияние на механическое поведение и свойства указанных сталей оказывает азот, находящийся в твердом растворе. Аустенитные нержавеющие стали с азотом при пониженных температурах, обладают высокими прочностными характеристиками, повышенной износостойкостью и высокой пластичностью [6-9].

В работе методами механических испытаний и структурных исследований изучены деформационная структура, механические свойства и механизмы пластической деформации, мало изученной, относительно недорогой нержавеющей стали 12Х15Г9АНД, содержащей 0,2% N, после холодной прокатки и трения. Холодную продольную прокатку стали на гладких валах осуществляли на прокатном стане Арт. 01002 «Вальцы ВЭМ-3 с автоматической системой смазки» до суммарной степени деформации 1,8–2. Трибологические исследования выполняли на трибометре ТМТ фирмы CST Instrument при нормальной нагрузке 2 Н и влажности 50%. Изучение микроструктуры и фазового состава стали проводили с помощью рентгеноструктурного анализа и электронной просвечивающей микроскопии (ДРОН-7 и JEM-2100 (200 кВ), Hitachi HT7700 (100 кВ) с энерго-дисперсионным анализатором Bruker БТ/60). Механические характеристики стали на растяжение определяли на модифицированной установке типа «Поляни» со скоростью $5 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹. Твердость стали в различных состояниях устанавливали методом локального нагружения материала жестким индентором с записью кривой индентирования в координатах: «нагрузка F » – «глубина внедрения индентора h » (наноиндентор Берковича при нагрузке 200 мН).

Особенности структурных превращений при холодной прокатке изучали в стали с исходным крупнозернистым состоянием с размером зерна ~ 20 мкм и субмикроструктурным (полученным из исходного путем поперечно-винтовой прокатки [4]) состоянием с размером зерна 0,6 мкм. С помощью электронно-микроскопических исследований было показано, что при увеличении степени деформации в процессе прокатки и в том и другом случае, наблюдается одна и та же последовательность вторичных механизмов деформации – деформационные мартенситные $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ превращения. Причем в крупных зернах аустенита обнаружено раздельное образование ε - и α' -фаз в зависимости от кристаллографической ориентации зерна относительно приложенной нагрузки. При близких степенях холодной деформации ($\sim 0,25$ -0,3) в крупнозернистых образцах стали наблюдается более грубая морфология как ε -, так и α' -мартенситных пластин, чем в субмикроструктурных образцах. Это связано с большим размером зерна в исходном состоянии и отсутствием субструктуры – субзерен, дислокационных скоплений, дефектов упаковки. При прокатке до истинной деформации 1,8 в субмикроструктурных образцах формируется высокопрочная нанокристаллическая структура, состоящая в основном из зерен α' -фазы, с пределом текучести $\sigma_{0,1} \sim 1400$ МПа, пределом прочности $\sigma_b \sim 2000$ МПа и пластичность до разрушения $\delta \sim 6\%$.

При изучении процессов износа было установлено, что в нанокристаллических образцах

Секция 2. Неустойчивость, локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

стали наблюдается значительное снижение коэффициента интенсивности износа – $1,30 \cdot 10^5 \text{ мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$ по сравнению с $8,58 \cdot 10^5 \text{ мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$ в исходном состоянии. Поскольку износ в наших экспериментах также обусловлен холодной пластической деформацией, при которой, как показано выше, в стали 12Х15Г9АНД формируются деформационные мартенситные превращения, были исследованы механизмы деформации при трении. В результате электронно-микроскопического исследования и рентгеноспектрального элементного анализа, проведенных в зонах треков износа и в приграничных деформационных зонах были установлены следующие основные закономерности: а) в зонах трека исходных образцов стали не обнаруживается медь, тогда как на границах трека ее содержание выше, чем в приграничных зонах; б) основным механизмом деформации и фрагментации исходных образцов в зоне трека является механическое двойникование аустенита по плоскостям $\{111\}_\gamma$, а не деформационные мартенситные превращения; в) в зоне трека нанокристаллических образцов происходит дальнейшее измельчение кристаллитов α' -фазы. Оценка минимального размера кристаллита по полуширине диффузного $110_{\alpha'}$ кольца ($d_{\text{крист}} \sim 1/g$, где g – полуширина диффузного кольца) дает значение $d_{\text{крист}} \sim 50 \text{ \AA}$. Дополнительно, в зоне трека наблюдается образование крупных (размером $\sim 400 \text{ нм}$) и мелких (размером $\sim 6 \text{ нм}$) дисперсных частиц интерметаллидной σ -фазы на основе FeCr.

На основе полученных результатов можно сделать вывод, что, во-первых, – изменение содержания меди в области трека износа исходных образцов стали, вероятно, приводит к изменению энергии дефекта упаковки. Потому механическое двойникование в аустените становится более выгодным, чем последовательность деформационных мартенситных процессов $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$. Большую роль здесь играет наличие свободной поверхности и касательные напряжения, приводящие к значительным сдвиговым деформациям в поверхностных объемах материала. Во-вторых, – наличие и дальнейшее измельчение высокопрочной мартенситной α' -фазы в нанокристаллических образцах приводит к уменьшению степени износа стали, однако одновременно происходит деградация элементного состава матрицы с образованием частиц σ -фазы. Уход хрома из матрицы в частицы, в дальнейшем будет понижать коррозионные свойства стали, а крупные частицы σ -фазы при деформации могут действовать как концентраторы напряжений и содействовать разрушению материала в зоне трека.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 18-08-00221 и частично в рамках государственного задания, проект III.23.1.1, с использованием оборудования ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН, материаловедческого ЦКП ТГУ и ФИЦ ИФ РАН.

1. Talonen J., Hanninen H., Formation of shear bands and strain-induced martensite during plastic deformation of metastable austenitic stainless steel. //Acta Mater., 55 (2007) 6108-6118.
2. Киреева И.В., Чумляков Ю.И. Пластическая деформация монокристаллов аустенитных нержавеющей сталей и ГЦК-высокоэнтропийных сплавов. – Томск: Изд-во НТЛ. 2018. 200с.
3. Bellefon G. M., Gussev M.N., Stoica A.D., Duysen J.C., Sridharan K. Examining the influence of stacking fault width on deformation twinning in an austenitic stainless steel // Scripta Materialia 157 (2018) 162-166
4. Сурикова Н.С., Панин В.Е., Наркевич Н.А., Мишин И.П., Гордиенко А.И. Создание поперечно-винтовой прокаткой многоуровневой иерархической мезосубструктуры и ее влияние на механическое поведение аустенитной стали. //Физическая мезомеханика. 2018. Т. 21. №3. С. 36-47.
5. Nikulin I., Sawaguchi T., Yoshinaka F., Takamori S. Influence of cold rolling deformation mechanisms on the grain refinement of Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si austenitic alloy. //Materials Characterization 162 (2020) 110191
6. Lee T.-H., Oh C.-S., Kim S.-J. Effects of nitrogen on deformation-induced martensitic transformation in metastable austenitic Fe-18Cr-10Mn-0.6C-N steels //Scripta Materialia 58 (2008) 110-113.
7. Наркевич Н.А., Толмачев А.И., Власов И.В., Сурикова Н.С. Структура и механические свойства аустенитной азотистой стали, подвергнутой ультразвуковой ковке // ФММ. 2016. Т. 117. № 3 С. 288-294.
8. Astafurova E.G., Moskvina V.A., Maier G.G., Gordienko A.I., Burlachenko A.G., Smirnov A.I., Bataev V.A., Galchenko N.K., Astafurov S.V. Low-temperature tensile ductility by V-alloying of high-nitrogen CrMn and CrNiMn steels: characterization of deformation microstructure and fracture micromechanisms // Mater. Sci. Eng. A. 2019. P. 265-278.
9. Surikova N.S., Vlasov I.V., Narkevich N.A., Gordienko A.I., Kuznetsov P.V. Structure and deformation properties of austenitic stainless steel //Physics of Metals and Metallography, 2020, Vol. 121, No. 3, pp. 276–283.