



УДК 621.78:669.15-194.56

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА  
СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ**

Е.И. Разуваев

Д.В. Капитаненко

**Май 2013**

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем тридцати научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в четырех филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

Статья подготовлена для опубликования в журнале «Труды ВИАМ»,  
№5, 2013 г.

*Е.И. Разуваев, Д.В. Капитаненко*

## **ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ**

*Рассмотрено влияние термомеханической обработки на формирование структуры, фазовый состав и свойства аустенитных сталей при изготовлении деформированных полуфабрикатов с использованием горячей и холодной пластической деформации.*

*Показано влияние температурно-скоростных параметров деформации и фазовых превращений на кинетику процессов динамической полигонизации и динамической рекристаллизации. Указаны причины снижения технологической пластичности сталей и пути их устранения.*

**Ключевые слова:** *горячая и холодная деформация, формирование структуры, термомеханические параметры, динамическая рекристаллизация и полигонизация, технологическая пластичность.*

*E.I. Razyvaev, D.V. Kapitanenko*

## **EFFECT OF THERMO-MECHANICAL TREATMENT ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF AUSTENITIC STEELS**

*The influence of thermo-mechanical treatment on the formation of the structure, phase composition and properties of austenitic steel in the manufacture of deformed semi-finished products with the use of hot and cold plastic deformation.*

*The influence of temperature-speed deformation parameters and phase transformations on the kinetics of the processes of dynamic polygonization and dynamic recrystallization. The reasons for the reduction of technological plasticity of steel and ways of their elimination.*

**Key words:** *hot and cold deformation, formation of the structure, thermo-mechanical parameters, dynamic recrystallization and polygonization, technological plasticity.*

Аустенитные стали находят все более широкое применение в изделиях авиакосмической техники, судостроении, химической и пищевой промышленности, строительстве и медицине. Из аустенитных сталей изготавливаются все виды деформированных полуфабрикатов: поковки, штамповки, плиты, листы, лента, фольга, прутки, профили, трубы, проволока. Наиболее известными широко применяемыми в мировой практике являются аустенитные хромоникелевые стали типа 18-10, легированные 18% хрома и 8–12% никеля. ГОСТ 5632–72 включает стали марок: 03X18H11, 04X18H10, 08X18H10T, 08X18H12Б, 12X18H9, 12X18H9T, 12X18H10T. Разрабатываются и применяются также более сложнолегированные аустенитные стали с вольфрамом, молибденом, ниобием, медью, кремнием, азотом, предназначенные для работы в высокоагрессивных окислительно-восстановительных средах и при высоких температурах, содержащие до 50% легирующих компонентов (ЭИ417, ЭИ654, ЭИ696М, ЭИ787, ЭП105, ЭП703 и др.) [1, 2].

В связи с ограниченными возможностями преобразования структуры аустенитных сталей окончательной термической обработкой, определяющими факторами в формировании предпочтительной регламентированной структуры и достижении требуемого комплекса технологических и эксплуатационных свойств является управление структурообразованием при осуществлении процессов горячей и холодной пластической деформации.

Эффективным способом управления структурообразованием является регламентирование термомеханических параметров деформации – температуры, степени и скорости деформации, а также скорости охлаждения после деформации, которые определяют кинетику процессов динамической полигонизации, динамической и статической рекристаллизации, растворения и выделения вторых фаз.

В связи с этим становится очевидным, что при разработке научно-обоснованных технологических процессов деформации необходимо учитывать критические температуры структурных и фазовых превращений каждой конкретной композиции: температуры динамической полигонизации, динамической и статической рекристаллизации, температуры аустенизации, растворения и выделения вторых фаз, а также зависимость критических температур от степени и скорости деформации, структуры и фазового состава исходного слитка или заготовки, соотношение легирующих компонентов (Ti/C, Cr/Ni).

Основным механизмом горячей пластической деформации является пакетный сдвиг. При выходе пакетов сдвигов на границы исходных зерен образуется зубчатость,

способствующая прохождению динамической рекристаллизации и динамической полигонизации.

Температура рекристаллизации аустенита в сталях типа 18-10 составляет порядка 950°C, а температура полной аустенизации при соотношении  $Ti/C=4,3-6,3$  соответствует 1100°C. В процессе горячей деформации сталей этого типа динамически рекристаллизованная структура составляет 50–80% [3]. При этом отмечается, что статическая рекристаллизация в межоперационных паузах оказывает незначительное влияние на изменение структуры.

Понижение температуры в процессе деформации инициирует выделение из твердого раствора аустенита дисперсных карбидов, нитридов, карбонитридов и других фаз по границам зерен, субзерен, на плоскостях скольжения, в ликвационных зонах, сохранившихся от слитка [4].

Выделение дисперсных частиц таких фаз замедляет рекристаллизацию, вызывает интенсивное торможение сдвига, формирование неоднородной структуры, что, в свою очередь, способствует неравномерной деформации и снижению технологической пластичности, являющихся причиной образования трещин при проведении операций формоизменения заготовки.

В сталях типа 18-10 сильными карбидообразующими элементами, замедляющими рекристаллизацию и повышающими температуры аустенизации и динамической рекристаллизации, являются титан и ниобий [5]. Из сказанного следует, что решающее влияние на формирование структуры и свойства аустенитных сталей оказывают процессы динамической рекристаллизации и полигонизации. Поэтому определение температурного интервала деформации, обеспечивающего формирование структуры с заданным комплексом свойств является обязательным условием изготовления деформированных полуфабрикатов требуемого качества. При этом следует иметь в виду, что снижение температуры ниже установленного предела может вызвать зарождение трещин на границах двойников, плоскостях скольжения и на границах зерен. Для аустенитных сталей типа 18-10 эта температура прежде всего зависит от соотношения  $Ti/C$  и скорости деформации.

Установлено [6], что при температурах  $<900^\circ\text{C}$  при всех исследованных скоростях деформации в сталях типа 18-10 формируется динамически полигонизованная структура вытянутых исходных зерен. Преимущественное развитие полигонизации наблюдается в приграничных зонах зерен, что способствует росту новых субзерен в результате динамической рекристаллизации при повышении температуры деформации.

Деформация аустенитных сталей типа 18-10 при температурах  $>1100^{\circ}\text{C}$  сопровождается формированием полностью динамически рекристаллизованной структуры.

Температура начала динамической рекристаллизации аустенитных сталей зависит также от скорости деформации. Чем выше скорость деформации, тем ниже температура начала динамической рекристаллизации. Температура начала динамической рекристаллизации стали X18H10T с увеличением скорости деформации с  $10^{-3}$  до  $5\text{ c}^{-1}$  снизилась с  $990$  до  $930^{\circ}\text{C}$  [6]. Из сказанного следует, что регулирование температурно-скоростных параметров горячей деформации позволяет использовать эффект динамической полигонизации и динамической рекристаллизации для формирования мелкозернистой и ультрамелкозернистой структуры в деформированных полуфабрикатах.

Температурный интервал горячей деформации, в котором могут одновременно проходить процессы динамической полигонизации и динамической рекристаллизации, также зависит от скорости деформации. При скорости  $5\text{ c}^{-1}$  этот интервал для стали X18H12T составляет порядка  $80^{\circ}\text{C}$ , а при скорости  $10^{-3}\text{ c}^{-1}$  – порядка  $110^{\circ}\text{C}$  [6]. Таким образом, с увеличением скорости деформации снижается не только температура начала динамической рекристаллизации, но сужается температурный интервал перехода к полностью рекристаллизованной структуре.

Существенное влияние на динамическую рекристаллизацию оказывают размеры и ориентация исходных зерен. С увеличением размеров зерен с  $33$  до  $110\text{ мкм}$  температура начала динамической рекристаллизации стали X18H12T повысилась на  $30^{\circ}\text{C}$  при скорости деформации  $5\text{ c}^{-1}$  и на  $60^{\circ}\text{C}$  – при скорости деформации  $10^{-3}\text{ c}^{-1}$  [6]. Полностью динамически рекристаллизованную структуру при прокатке крупнозернистой стали удалось получить при температуре  $1200^{\circ}\text{C}$ .

Различная ориентация исходных зерен обуславливает формирование неоднородной структуры в результате динамической рекристаллизации, проходящей одновременно с динамической полигонизацией.

При разработке технологических процессов обработки давлением аустенитных сталей необходимо учитывать возможность образования повышенного количества  $\delta$ -феррита ( $\geq 15\text{--}20\%$ ) при высокотемпературном нагреве, выделения  $\sigma$ -фазы на границах зерен, превращение аустенита в  $\alpha'$ -фазу при охлаждении или последующей холодной деформации [7].

Формирование такой гетерофазной структуры приводит к неравномерной деформации и снижению технологической пластичности [8]. Содержание  $\delta$ -фазы в сталях типа 18-10 зависит от соотношения между содержанием хрома и никеля, а также титана

и углерода. При соотношении  $Cr/Ni \geq 1,8$  образование  $\delta$ -феррита приводит к снижению пластичности. При нагреве стали X18H9T до  $1200^\circ C$  содержание  $\delta$ -феррита может достигать 40–50% и пластичность стали снижается более чем в 3 раза [9]. Уменьшению количества  $\delta$ -феррита способствуют повышение содержания никеля и снижение углерода. Стали с более высоким содержанием никеля (X18H11, X18H12) при высокотемпературном нагреве практически сохраняют однородную аустенитную структуру.

На всех этапах разработки аустенитных сталей значительный интерес вызывает использование азота в качестве легирующего элемента. Это связано с тем, что азот стабилизирует аустенит и позволяет снизить содержание дорогостоящего никеля, препятствует образованию  $\delta$ -феррита при высокотемпературном нагреве, повышает коррозионную стойкость сталей [9–11]. Пластические характеристики сталей при содержании азота до 0,45% изменяются незначительно. При более высоком содержании азота происходит значительное снижение пластичности, что вызывает трудности при изготовлении из них деформированных полуфабрикатов. Поэтому, несмотря на большой интерес к сталям с азотом, их применение в настоящее время ограничено.

Уменьшение ликвационной неоднородности и повышение технологической пластичности высоколегированных аустенитных сталей достигается проведением гомогенизирующих отжигов или более длительными выдержками при нагреве слитков под деформацию.

Значительное влияние на технологическую пластичность и эксплуатационные свойства аустенитных сталей оказывают неметаллические включения, содержание которых зависит от способа выплавки слитков. Стали, полученные вакуумно-индукционной (ВИ), вакуумно-дуговой (ВД) плавкой или электрошлаковым переплавом, проявляют более высокую технологическую пластичность при изготовлении деформированных полуфабрикатов.

С учетом более низкой теплопроводности аустенитных сталей нагрев крупных слитков и заготовок под деформацию и термическую обработку следует проводить замедленно до температуры  $800\text{--}850^\circ C$  и ускоренно при высоких температурах во избежание интенсивного роста зерна, снижения глубины окисленного и газонасыщенного поверхностного слоя.

Более высокое сопротивление деформации высоколегированных аустенитных сталей при всех температурах и более высокая склонность к упрочнению при температурах ниже температуры рекристаллизации вызывают необходимость применения более мощного оборудования для обработки давлением.

Оптимальные термомеханические режимы горячей деформации аустенитных сталей, применяемых в изделиях авиакосмической техники, регламентируются ОСТ 90376–87.

При изготовлении деформированных полуфабрикатов из аустенитных сталей значительное влияние на формирование структуры и свойства оказывает холодная деформация. Регламентированная холодная деформация позволяет сформировать ультрамелкозернистую и даже наноразмерную структуру [12], повысить прочность, износостойкость и другие эксплуатационные характеристики изделий. В зависимости от требований лента из сталей типа 18-8 изготавливается с различной степенью упрочнения: М – мягкая, ПН – полунагартованная, Н – нагартованная, ВН – высоконагартованная. Из рисунка видно, что наиболее интенсивное упрочнение достигается в результате холодной деформации в пределах 20–30%. При этом предел прочности стали повышается в 1,5–2 раза при сохранении пластичности на достаточном уровне.

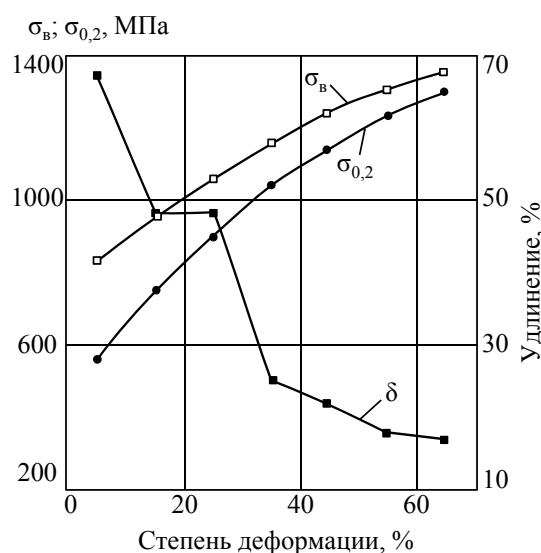


Рисунок. Изменение свойств стали 12X18H10T в зависимости от степени холодной деформации

Вместе с тем следует учитывать, что при больших степенях холодной деформации в структуре увеличивается количество различных дефектов: увеличение удельной поверхности границ зерен, образование микротрещин, увеличение количества вакансий и плотности дислокаций и т. п. В результате холодной деформации 60% плотность стали снижается на 0,4–0,6% [13].

## ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года /В сб.: Авиационные материалы и технологии: Юбилейный науч.-техн. сб. (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»). М: ВИАМ. 2012. С. 7–17.
2. Шалькевич А.Б., Вознесенская Н.М., Покровская Н.Г., Маркова Е.С. Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для самолетов нового поколения /В сб. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007: Юбилейный науч.-технич. сб. М.: ВИАМ. 2007. С. 142–150.
3. Викторов Н.А. Горячая пластичность стали 08X18H10T //Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. №6. С. 8–9.
4. Тарасенко Л.В., Шалькевич А.Б. Образование фазы Лавеса в жаропрочной аустенитной стали при длительных нагревах // МиТОМ. 2011. №3. С. 21–24.
5. Куницкая И.Н., Спектор Я.И., Ольшанецкий В.Е. Структурные и кинетические особенности динамической рекристаллизации легированного аустенита при многопереходной горячей деформации //МиТОМ. 2011. №10. С. 39–42.
6. Супов А.В., Канев В.П., Одесский П.Д. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. Термическая и термомеханическая обработка стали и чугуна: Справочник. М.: Интермет Инжиниринг. 2007. С. 137–145.
7. Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Шевченко Н.В., Корзников А.В. Эволюция структурно-фазовых состояний при пластических деформациях аустенитной стали 17Cr–14Ni–2Mo //ФММ. 2011. Т. 112. №4. С. 436–448.
8. Оспенникова О.Г. Стратегия развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий /В сб.: Авиационные материалы и технологии: Юбилейный науч.-техн. сб. (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»). М: ВИАМ. 2012. С. 19–35.
9. Науменко В.В., Шлямнев А.П., Филиппов Г.А. Азот в аустенитных нержавеющих сталях различных систем легирования //Металлург. 2011. №6. С. 46–52.
10. Тоньшева О.А., Вознесенская Н.М., Шалькевич А.Б., Петраков А.Ф. Исследование влияния высокотемпературной термомеханической обработки на структуру, технологические, механические и коррозионные свойства высоколегированных коррозионностойких сталей с повышенным содержанием азота //Авиационные материалы и технологии. 2012. №3. С. 31–36.

11. Шлямнев А.П. Азотосодержащие нержавеющие стали – структура, свойства, перспективы производства и применение //Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2007. №1. С. 53–60.
12. Разуваев Е.И., Лебедев Д.Ю., Бубнов М.В. Формирование ультрамелкозернистой и наноразмерной структуры в металлах и сплавах методом деформации //Авиационные материалы и технологии. 2010. №3. С. 3–8.
13. Рудской А.И., Колбасников Н.Г. Управление структурой и свойствами стали при горячей деформации //Заготовительные производства в машиностроении. 2012. №10. С. 22–30.