

УДК 669.14.018.25

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ШТАМПОВЫХ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ С РЕГУЛИРУЕМЫМ АУСТЕНИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ

Зворыгин Р. Г., Лебедева Н. В., Солицев Ю. П.*

ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей", Санкт-Петербург, Россия

** СПбГУ ИлПТ, Санкт-Петербург, Россия*

В зависимости от назначения и условий эксплуатации температура разогрева поверхностных слоев прессового инструмента может достигать 900°C и выше. При этом удельные давления, которые испытывает инструмент при обработке трудно деформируемых материалов, создаются до 1500 - 2000 МПа [1]. Для работы в столь сложных температурно-силовых условиях применяются стали с регулируемым аустенитным превращением (РАП). Особенностью сталей такого класса является то, что в процессе эксплуатации (при высоких температурах) металл имеет гране-центрированную кубическую решетку (ГЦК). После охлаждения до комнатных температур в металле фиксируется объемно-центрированная кубическая решетка (ОЦК), что усложняет возможность изучения внутреннего строения материала, имеющего цель направленного влияния на его эксплуатационные параметры: прочность и трещиностойкость. Поэтому при выборе легирующего комплекса для сталей типа РАП основным принципом является регулирование границами интервала температур $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения, которые должны быть ниже температур разогрева инструмента при эксплуатации.

Жесткие температурные и силовые режимы предъявляют структуре металла высокие требования к термической устойчивости. Так, под воздействием высоких температур и давлений, возникающих при каждом формообразующем цикле, происходит пластическая деформация поверхностного слоя инструмента. Деформация сталей, находящихся при столь высоких температурах в состоянии с ГЦК структурой, сопровождается существенным упрочнением [2]. В этой решетке наиболее легко осуществляется множественное скольжение по пересекающимся плоскостям и направлениям, создается сложная конфигурация дислокаций и эффективных барьеров, а отсюда – большое упрочнение.

Особенностью деформации при высоких температурах является то, что наряду с процессами деформационного упрочнения, развиваются с большей или меньшей степенью интенсивности процессы разупрочнения, обусловленного процессами переползания дислокаций и коагуляции частиц дисперсных фаз. Таким образом, термическая устойчивость субструктуры упрочненного деформированного аустенита зависит от баланса процессов упрочнения и разупрочнения и, как следствие – от скорости, степени и температуры деформации. Варьирование этих факторов позволяет в аустените получать разнообразные структурные состояния с различной устойчивостью против рекристаллизации [3].

Традиционно комплекс механических свойств улучшают, активируя механизм дисперсионного упрочнения, вводя в химический состав сплава элементы - модификаторы, например, ванадий. Дисперсионное упрочнение в аустенитном состоянии происходит за счет выделения высокодисперсных фаз (карбидов и карбонитридов) из пересыщенного твердого раствора в течение выдержки при высоких температурах. Оно обусловлено взаимодействием дислокаций с частицами дисперсных фаз, которые пре-

пятствуют их свободному движению. Эффект упрочнения может быть использован в полной мере в том случае, если при нагреве достигается значительное растворение в аустените избыточных фаз. Основным преимуществом карбонитридного упрочнения является более легкое растворение карбонитридов в аустените по сравнению с нитридами и карбидами. Так, например, полное растворение карбонитридов ванадия заканчивается при температуре 800 - 900°C, а нитридов ванадия при температуре ~ 1100°C [4].

В настоящее время для повышения эксплуатационной стойкости штампов все чаще используют механизм твердорастворного упрочнения, вводя в химический состав металла азот.

С целью разработки теплостойкого материала для работы в качестве прессового инструмента горячего прессования цветных сплавов, проведено изучение влияния различных концентраций азота на возможность высокотемпературного упрочнения сталей с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации.

Для достижения этой цели решались следующие задачи:

- разработка химического состава, позволяющего сохранять упрочненное состояние в процессе эксплуатации прессового инструмента;
- исследование влияния процессов дисперсионного твердения на эксплуатационную стойкость;
- изучение влияния пластической деформации на свойства опытных сталей методом имитационного эксперимента;
- исследование степени повреждаемости опытных сталей в условиях высокотемпературной деформации.

Исследованы сплавы с различным содержанием азота и ванадия (табл. 1). За основу взят химический состав сталей типа 4X2H5M3K5Ф. Сталь N1 отличается от основной дополнительным легированием азотом, сталь N2 - более высоким содержанием ванадия, сталь N3 - высоким содержанием, как ванадия, так и азота. Кроме того, из состава сталей исключен кобальт и несколько увеличено содержание марганца. При предполагаемом соотношении остальных компонентов кобальт не ведет к повышению прочностных свойств, а марганец способствует более полному растворению специальных карбидов при более низких температурах аустенитизации [5].

Таблица 1. Химический состав опытных сталей

Сталь	C	V	N	Co	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
4X2H5M3K5Ф		0,3-0,4	-	5,1-6	0,3-0,6				
N1	0,35-	0,6	0,02			0,4-	5,0-	1,9-	1,2-
N2	0,45	1,3	0,02	-	0,6-0,7	0,7	5,5	2,4	2,4
N3		1,3	0,04						

Стали выплавляли в открытой основной индукционной печи емкостью 100 кг и разливали в слитки массой по 20 кг. Слитки ковали на прутки со стороны квадрата 30 мм. Послековки прутки подвергали двукратному отжигу по режиму: 700°C, 6ч, охлаждение с печью до 200°C, нагрев до 680°C, выдержка 6ч, охлаждение с печью до 200°C, а затем на воздухе. После такой термической обработки сталь имеет твердость 40-45 HRC и удовлетворительно обрабатывается резанием. Вырезанные из прутков образцы для высокотемпературных испытаний на растяжение подвергались дополнительной термической обработке: закалке с охлаждением в масле с температуры 1050°C и высокому отпуску (650°C). В отожженном состоянии все стали имеют ОЦК кристаллическую решетку. Значения критических точек сталей приведены в таблице 2.

Таблица 2. Температурные критические точки опытных сталей

Сталь	Критические точки, °C					
	Ac ₁	Ac ₃	Ag ₃	Ag ₁	M _H	M _K
N1	688	745	420	305	203	~40
N2	645	730	402	288	212	~40
N3	620	690	390	375	218	~40
4X2H5M3K5Ф	615	835			220	30

Из таблицы 2 видно, что все опытные стали будут иметь аустенитную структуру при температурах выше 400°C (учитывая предварительный подогрев прессового инструмента с целью аустенитизации). Температура конца аустенитного превращения опытных сталей ниже, чем стали 4X2H5M3K5Ф, что позволяет использовать для аустенитизации температурный интервал более низкий, чем для сталей 4X2H5M3K5Ф.

Для определения эффективности деформационного и дисперсионного твердения проводили испытания по схемам, моделирующим условия эксплуатации (рис.1). Образцы подвергали аустенитизации при 950°C с последующей обработкой, заключающейся в:

- выдержке при температуре 750°C от 1 до 10ч в камере испытательной машины, в которой проводили испытания на одноосное растяжение сразу после выдержки с целью обнаружения влияния процессов дисперсионного твердения на механические свойства при температурах эксплуатации;
- испытании на растяжении без предварительной деформации и после предварительной 3-х кратной пластической деформации (по 1%) при температурах испытания (от 500 до 800°C). Целью этого эксперимента являлось определение влияния пластической деформации на механические свойства.

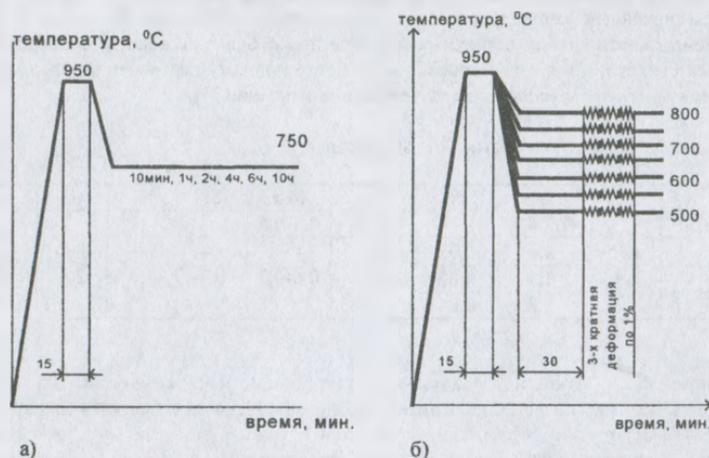


Рис.1. Схемы проведения изотермических экспериментов для оценки теплостойкости сталей.

На различных стадиях испытания фазовый состав сталей определяли с помощью высокотемпературного рентгеноструктурного анализа. При съемке дифрактограмм режимы изменения температур соответствовали тепловым условиям испытаний разрыв-

ных образцов. При выбранных режимах нагрева сплавы имели структуру устойчивого или переохлажденного аустенита. После охлаждения до комнатных температур стали имели бейнитную структуру.

В ходе проведения экспериментов было установлено, что опытные сплавы при испытаниях по схеме «а» демонстрируют значительное изменение предела текучести. На рисунке 2 в относительных координатах ($\sigma_{0,2} / \sigma_{0,2\max}$) показаны различия в значениях пределов текучести, обусловленные разными продолжительностями выдержки при 750°C. Так, выдержка в течение 1 – 2 часов приводит к повышению предела текучести на ~40% (кривые N1 и 2). Видно (кривая N3), что повышение содержания азота и ванадия сдвигает максимум $\sigma_{0,2}$ далее вдоль оси времени выдержки и повышает время устойчивого упрочненного состояния аустенита на ~ 35% при уровне $\sigma_{0,2} = 0,8 \sigma_{0,2\max}$.

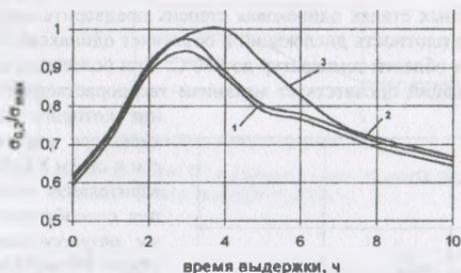


Рис. 2. Влияние времени выдержки при температуре 750°C на предел текучести опытных сталей. Единица соответствует максимальному значению $\sigma_{0,2}$ в данном эксперименте.

Сравнивая изменение механических свойств сталей N1 и N2 можно предположить, что при легировании азотом твердорастворное упрочнение вносит приблизительно такой же вклад в повышение $\sigma_{0,2}$, как и упрочнение вследствие повышения содержания ванадия.

Микроскопическое исследование структуры показало, что после закалки в сталях наблюдаются только крупные частицы карбидов, не растворившиеся при высоком нагреве. В процессе последующего старения зафиксировано выделение дисперсных частиц упрочняющих фаз - карбонитридов ванадия, за счет образования которых и повышается предел текучести (рис.3). Длительная выдержка (более четырех часов) при температуре 750°C приводит к разупрочнению сталей вследствие коагуляции упрочняющих частиц.

При испытаниях по схеме «б» при различных температурах деформации упрочнение оценивали по изменению условного предела текучести ($\Delta\sigma_{0,2}$) относительно его исходного значения:

$$\Delta\sigma_{0,2} = [(\sigma_{0,2\text{упр}} - \sigma_{0,2\text{исх}}) / \sigma_{0,2\text{исх}}] \cdot 100\%.$$

Наибольшее повышение прочности аустенита вызывает многократная деформация в докристаллизационном интервале температур (до 600°C). При более высоких температурах нагрева, наряду с процессами упрочнения, все большее развитие получают процессы разупрочнения металла (рис.4). Многократная пластическая деформация при температурах испытаний обеспечивает существенное упрочнение аустенита при 500-600°C ($\Delta\sigma_{0,2}$ ~ 20-50%) и слабо влияет на его прочностные свойства при 700-750°C.

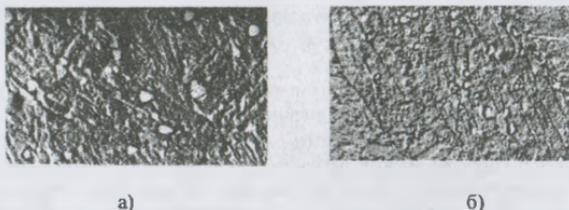


Рис.3. Упрочняющие частицы в сталях N1 (а) и N3 (б) после выдержки 5ч и испытаний при температуре 750°C. Метод оттененных реплик, ПЭМ, х8000.

Во всех опытных сталях одинаковая степень предварительного наклепа обуславливает одинаковую плотность дислокаций и объясняет одинаковый характер изменения зависимости $\Delta\sigma_{0,2}$ в области температур до 650°C. При более высоких температурах перемещению дислокаций препятствует механизм

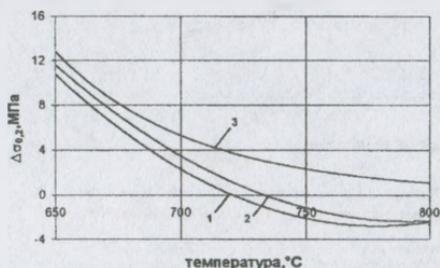


Рис. 4. Влияние температуры на величину изменения предела текучести при действии пластической деформации.

испытаний по схеме «б». Обнаружено, что в процессе деформирования металла при высоких температурах в структуре появляются поверхностные трещины, развивающиеся

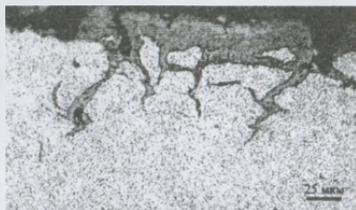


Рис. 5. Микроструктура поверхностного слоя стали N1, испытанной по схеме б при температуре 700°C, на расстоянии 5 мм от места разрыва.

вдоль границ зерен (рис.5). Для оценки степени повреждаемости опытных сталей в условиях высокотемпературной деформации исследовали структуру сталей после

распределения таких трещин по длине образца для стали N1, испытанной при температуре 600°C, приведено на рис. 6 ($S_{\text{тр}} -$ площадь, занятая поверхностными дефектами на участке длиной 600 мкм). Характер зависимости указывает на локализацию поверхностных дефектов в области сужения разрывного образца. В зависимости от температуры испытаний по схеме «б» размеры трещин изменяются по линейному закону (рис. 7). Так, с увеличением температуры площадь, занимаемая ими, становится больше. Можно предположить, что в образовании и развитии дефектов такого типа принимают

участие два механизма: микропластическая деформация и высокотемпературное окисление. С повышением температуры роль процессов окисления становится больше и трещины по границам аустенитных зерен развиваются в линейной зависимости от температуры.

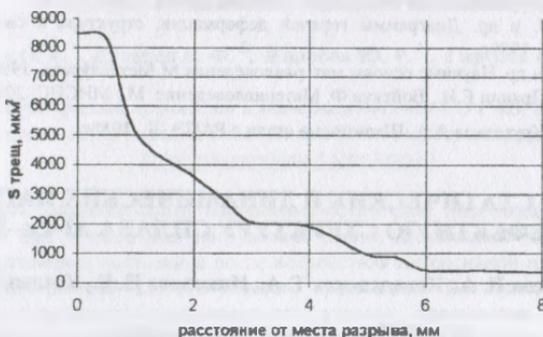


Рис. 6. Повреждаемость стали N1 в разных точках от места разрыва. Схема «б» при температуре 600°C.

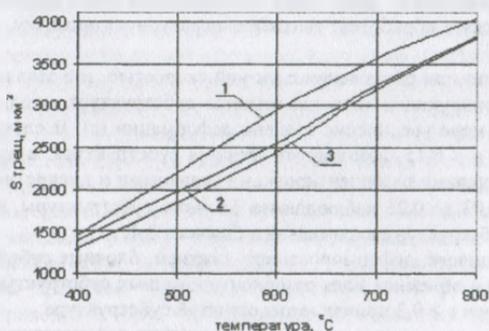


Рис. 7. Влияние температуры испытаний на площадь приповерхностных дефектов $S_{трещ}$.

Проведенные исследования показали, что при высокотемпературной деформации сплавы с большим содержанием ванадия более стойкие к зарождению и росту поверхностных дефектов.

Выводы

В проведенных исследованиях реализована возможность использования эффекта деформационного упрочнения. Для повышения высокотемпературной прочности азотсодержащих штамповых сталей с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации разработан и опробован химический состав. Установлены режимы термической обработки, которые позволяют продлить на ~35% время устойчивого упрочненно-

го состояния в аустените. Показано положительное влияние легирования ванадием на сопротивление высокотемпературной деформации.

Список литературы

1. Позняк Л.А. Инструментальные стали. Киев: Наукова Думка, 1996г.
2. Бернштейн М.Л. и др. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей. М.:Металлургия, 1989г.
3. Арзамасов Б.Н. и др. Научные основы материаловедения М.Металлургия, 1994г.
4. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И., Войткун Ф. Материаловедение. М.: МИСИС, 2002г.
5. Озерский А.Д., Кругляков А.А. Штамповые стали с РАПЭ. Л., 1988г

ВЛИЯНИЕ СТАТИЧЕСКИХ И ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗОК НА ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ СПЛАВА Al-Zn-Mg

Григорьева Н. А., Ковалевская Т. А., Никонова И. В., Козлов Э. В.

ГАСУ, Томск, Россия, izido@tsuab.ru

Методами электронной микроскопии была исследована эволюция дислокационной субструктуры сплава Al-Zn-Mg, подвергнутого сжатию и растяжению со скоростью 10^4 с^{-1} , а также высокоскоростному удару. Исследуемый сплав прошел предварительную термомеханическую обработку: высокотемпературную прокатку, закалку и старение.

Установлено, что при растяжении с низкой скоростью и в закаленном, и в составленном сплаве доминирующей является сетчатая субструктура, неоднородность которой усиливается по мере увеличения степени деформации (ϵ). В случае сжатия составленного сплава при $\epsilon < 0,15$, доминирует сетчатая субструктура, а при $\epsilon > 0,2$ – субструктура с многомерными разориентировками (плавыными и дискретными). В интервале деформаций от 0,03 до 0,25 наблюдаются блочные субструктуры, при $\epsilon \sim 0,17$ объемная доля таких субструктур максимальна и близка к 0,4.

В закаленном сплаве, деформированном сжатием, блочные субструктуры не формируются, невелика и объемная доля разориентированных субструктур. Основной объем материала даже при $\epsilon > 0,3$ принадлежит сетчатой субструктуре.

При ударном нагружении в результате внедрения деформирующего тела в массивный образец исследуемого сплава образуется канал. Проводились исследования субструктуры различных областей сплава: у основания канала, в его средней части, вблизи поверхностных образцов. Выявлены типы субструктур формирующихся в разных областях сплава, проведена количественная оценка характеристик отдельных субструктур (плотности дислокаций, размеров фрагментов, разориентации и т.д.)

Установлено, что в сплаве, подвергнутом удару, в основном формируются те же типы субструктур, что и в сплаве, деформированном сжатием, за исключением субструктуры, подобной нанокристаллической. Проведено сопоставление количественных характеристик субструктур различных типов, наблюдаемых в сплаве после удара и статических испытаний. Особый интерес представляют фрагментированные (блочные) субструктуры, начало формирования которых в условиях сжатия совпадает с резким усилением локализации деформации. Следует отметить, что в сплаве, деформированном растяжением, подобные субструктуры не наблюдались, причем именно в условиях растяжения сплав имеет самую низкую пластичность.