

ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И УПРУГОЕ ПОСЛЕДЕЙСТВИЕ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Капуткина Л. М., Скугорев А. В., Кузнецов И. Б., Канев В. П.

НИТУ "МИСиС", г. Москва, Россия

klm@tmo.misis.ru

С внедрением в производство новых высокопрочных сталей, в том числе сталей с пластичностью, наведенной фазовым превращением под нагрузкой (ПНП-эффект), все более актуальной становится проблема упругого последействия при листовой штамповке. Имеющиеся модели расчета знакопеременной деформации и механического поведения деформированных стабильных сталей обычно имеют некоторые ограничения в связи с необходимостью дополнительной информации о деформационном упрочнении при разных схемах нагружения.

В настоящей работе экспериментально изучали влияние различных схем нагружения на упругое последействие и релаксацию напряжений листовых сталей различного состава разных классов (табл. 1)

Методики испытаний и исследований:

- Испытания на штампуемость и упругое последействие (схема образцов и измеряемые параметры приведены на рис. 1)
- Испытание на знакопеременный изгиб
- Испытание на одноосное растяжение
- Измерение твердости по Виккерсу (ГОСТ 2999-75)
- Рентгенографический количественный фазовый анализ

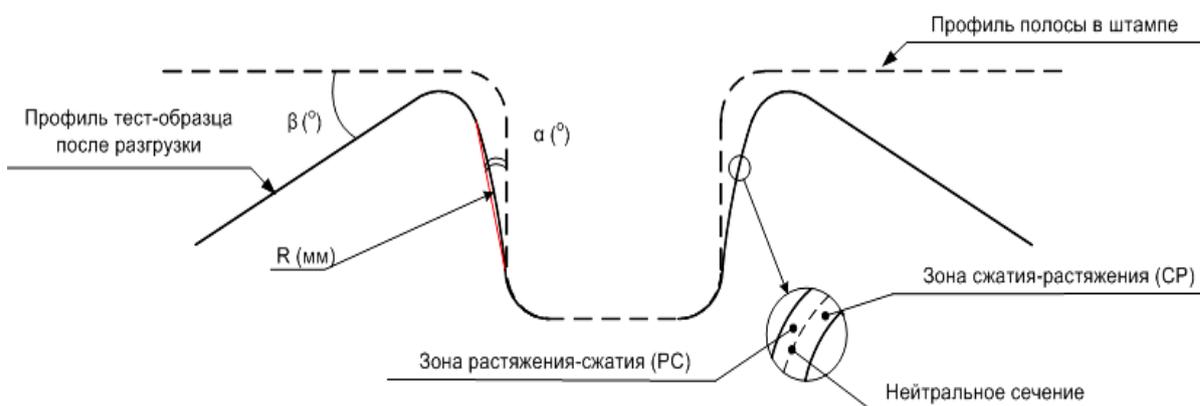


Рис. 1. Схема определения параметров упругого последействия

Наибольшее сопротивление деформации и деформационное упрочнение имеют метастабильные стали с исходной аустенитно-мартенситной и многофазной структурой. Наибольшим относительным удлинением обладают стабильные стали с аустенитной структурой и ферритная сталь Ф2.

Результаты измерения параметров упругого последействия показали их существенную зависимость от структуры и механических свойств сталей. По сравнению с ферритной сталью аустенитные и многофазные стали обладают более выраженным эффектом упругого последействия (рис. 2).

Таблица 1. Химический состав и фазовые составляющие исследуемых сталей

Марка стали (условное обозначение)	Химический состав и структура в исходном состоянии													Исходная структура
	Si	Mn	C _т	Ni	Ti	Al	Cu	W/Nb	Mo	[N]	[C]	[S]		
01ЮТ (Ф1)	0,02	0,14	-	-	0,07	0,05	-	-	-	0,006	0,004	0,009	Феррит	
08Ю (Ф2)	0,03	0,35	-	-	-	0,05	-	-	0,007	0,07	0,025			
12Х18Н10Т (А1)	0,47	0,67	17,05	9,92	0,38	-	0,22	-	0,08	0,013	0,07	0,006	Аустенит	
05Х15Н7Д2АМФТ (А2)	0,38	0,76	14,8	7,75	0,052	-	2,0	0,28	1,55	0,136	0,047	н.д.**		
05Х14Н9Д2АМФТ (А3)	0,12	0,45	14,35	9,5	0,042	-	2,0	0,235	1,48	0,119	0,042	н.д.		
05Х22АГ15Н8М2Ф (А4)	0,41	14,18	21,85	7,55	-	-	-	0,19	1,59	0,47	0,09	н.д.	Аустенит и мартенсит	
07Х15Н5Д2МБТ (АМ1)	0,48	0,65	14,0	5,7	0,07	-	2,1	0,28	1,5	-	0,07	н.д.		
05Х15Н5Д2АМФТ (АМ2)	0,14	0,71	15,5	5,29	0,06	-	1,86	0,24	1,52	0,126	0,045	н.д.		
05Х16Н5Д2АМФТ (АМ3)	0,14	0,58	15,75	5,38	0,035	-	1,87	0,22	1,52	0,131	0,046	н.д.		
08Х14АН4М2Б (АМ4)	0,22	1,05	14,6	4,68	-	-	0,41	0,06	1,89	0,091	0,117	0,007	Аустенит, феррит, мартенсит	
06Х18Н6Д2МТ (АМФ1)	0,4	0,52	18,0	6,0	0,07	-	1,9	-	1	-	0,07	н.д.		
05Х18АН2Г2Ф (АМФ2)	н.д.	1,85	18,02	2,1	-	-	-	0,12	-	0,09	0,05	н.д.		

* – остальное Fe

** – нет данных, в виде примеси

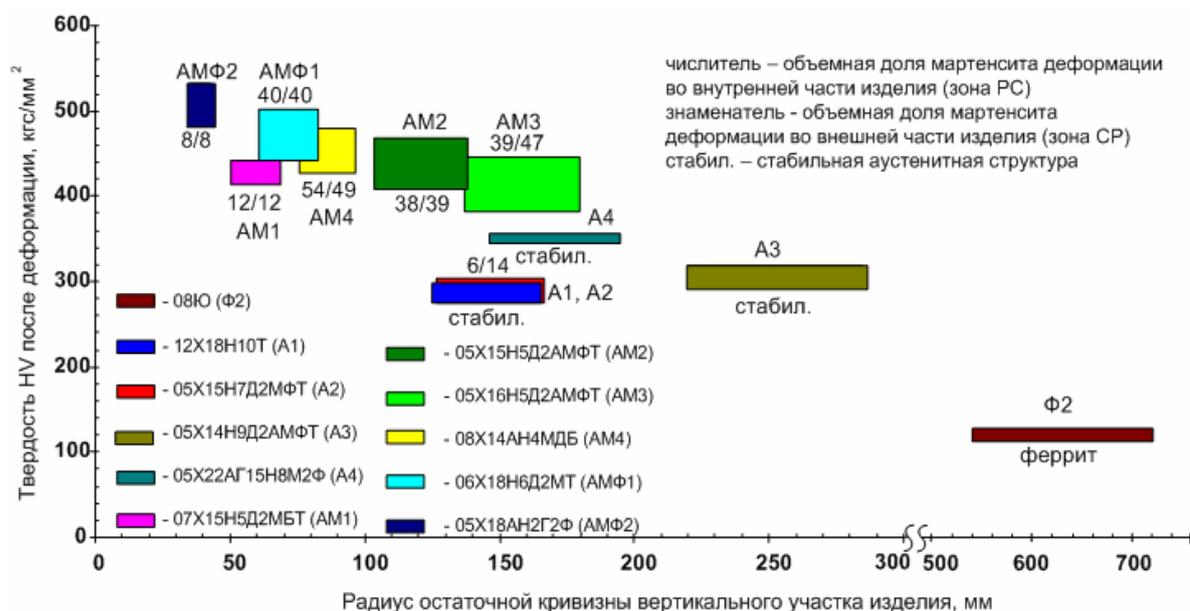


Рис. 2. Зависимость упругого последствия от структуры и механических свойств деформированных сталей

При этом упругое последствие метастабильных аустенитно-мартенситных сталей, в которых мартенситное превращение под нагрузкой происходит не до конца и значительно зависит от хронологии нагружения (сталь AM2 и AM3), находится почти на таком же уровне, как и в стабильных аустенитных сталях, при этом твердость метастабильных аустенитно-мартенситных сталей после деформации значительно выше. Это вызвано как собственно протеканием мартенситного превращения под нагрузкой, так и влиянием хронологии нагружения на интенсивность этого превращения.

Кинетика релаксации напряжений, абсолютный и относительный уровень напряжений на «установившейся» стадии зависят как от прочности, так и от структурного состояния стали. Наиболее быстрый переход к «установившейся» стадии наблюдается в ферритных, полностью мартенситных и аустенитных сталях. Релаксация напряжений в метастабильных сталях AM2 и AM3 значительно продолжается и после выдержки 2 мин, в то время как в остальных исследованных сталях релаксация напряжений практически завершается в течение первой минуты после остановки нагружения. Наименьшую скорость релаксации напряжений на «установившейся» стадии имеют стали A1 и AMФ1, при этом релаксация в сталях AMФ1 менее выражена за счет более высоких действующих напряжений.

Таким образом, показана зависимость упругого последствия листового материала от его упрочнения и протекания фазовых превращений под нагрузкой. Наличие в структуре деформированной стали остаточного аустенита при неполном мартенситном превращении под нагрузкой приводит к относительному снижению эффекта упругого последствия и изменению распределения остаточных напряжений в стали после деформации. Причиной относительно низкого эффекта упругого последствия в метастабильных сталях может быть ориентированность мартенситных превращений под нагрузкой, а также более полная релаксация напряжений во время деформации и при последеформационной выдержке под нагрузкой за счет собственно мартенситного превращения.

Вместе с тем, длительно развивающийся процесс релаксации напряжений, а точнее взаимосвязь кинетики релаксации напряжений и кинетики мартенситных превращений и, возможно, процессов старения, обуславливает необходимость учета этих явлений при оценке упругого последствия и эксплуатационных свойств изделий.

Сравнение показателей упругого последствия: углов α и β и радиуса остаточной кривизны R , рассчитанных без учета и с учетом релаксационных процессов, с экспериментальными данными показало, что заметное влияние процесса релаксации напряжений на оценку упругого последствия особенно значимо для метастабильных сталей, в которых мартенситное превращение под нагрузкой происходило не полностью (стали АЗ, АМ2 и АМ3). Так, неучет процессов релаксации напряжений дает значимо худшую сходимость расчетных оценок с экспериментальными для сталей АМ2 и АМ3. Вследствие этого учет процессов релаксации напряжений в процессе деформации и при последеформационной выдержке желателен, так как позволяет лучше описывать механическое поведение и упругое последствие метастабильных сталей с развитым мартенситным превращением.

ПРОЧНОСТЬ И СПЕЦИАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ И МЕДЬЮ ИЛИ СЕРЕБРОМ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

**Капуткина Л. М., Свяжин А. Г., Прокошкина В. Г., Медведев М. Г.,
Бронз А. В.**

НИТУ «МИСис», г. Москва, Россия
klm@tmo.misis.ru

Азот и углерод по сравнению с другими легирующими элементами наиболее сильно повышают прочностные свойства аустенитных нержавеющей сталей [1].

Общий вклад азота в упрочнение аустенитных нержавеющей сталей имеет две составляющие – сильную термическую, пропорциональную содержанию азота (преимущественно благодаря твердорастворному упрочнению), и атермическую, обычно связанную с зернограницным упрочнением и измельчением зерна, также пропорциональную содержанию азота [2]. Азот, имея несколько меньший диаметр атома по сравнению с углеродом, оказывает вместе с тем более сильное влияние на твердорастворное упрочнение [1]. Упрочнение азотистых сталей значительно увеличивается при температурах ниже 20 °С.

Эффективность азота как элемента, воздействующего на твердорастворное упрочнение менее чувствительна к повышению температуры в интервале 200–600 °С по сравнению с углеродом.

Конструкционные стали, легированные медью, приобрели большое значение в технике. Основанием для введения меди в сталь в первую очередь явилось достигаемое при этом повышение коррозионной стойкости в атмосфере и агрессивных средах (морская вода), а также предела прочности и предела текучести [3,4].

Одним из качеств серебра является его высокая биоцидность (способность противостоять развитию бактерий) [5]. С этой точки зрения представляет интерес влияние небольших добавок серебра на свойства стали (поскольку растворимость серебра в γ -твердом растворе не превышает 0,1–0,2 %).

Изучение изменения механических свойств при старении ряда аустенитных хромоникелевых сталей позволило сделать вывод, что нагрев при высоких температурах с последующим отпуском при 600–750 °С приводит к повышению предела текучести, твердости и предела прочности стали, но в то же время уменьшаются пластичность и ударная вязкость. Однако, о процессах выделения избыточных фаз (нитридов, карбонитридов), связанных с дополнительным легированием азотом, протекающих при температурах 400–550 °С, в литературе мало сведений и изучение процессов старения при