

На правах рукописи

СКУГОРЕВ Александр Викторович

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И УПРУГОЕ ПОСЛЕДЕЙСТВИЕ В
ДЕФОРМИРОВАННЫХ СТАБИЛЬНЫХ И МЕТАСТАБИЛЬНЫХ
ЛИСТОВЫХ СТАЛЯХ

Специальность 05.16.01 – «Металловедение и термическая обработка металлов»

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва, 2009

Работа выполнена на кафедре Пластической деформации специальных сплавов Федерального государственного учреждения высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС».

Научный руководитель:

доктор физико-математических наук, профессор
Людмила Михайловна Капуткина

Официальные оппоненты:

доктор технических наук Алексей Георгиевич Колмаков (ИМЕТ РАН)
кандидат технических наук Дмитрий Александрович Козлов (МИСиС)

Ведущая организация: Государственный научный центр РФ ОАО Научно-производственное объединение «Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения» (ГНЦ РФ ОАО НПО ЦНИИТМАШ).

Защита диссертации состоится «22» октября 2009 г. в 15³⁰ на заседании Диссертационного совета № Д 212.132.08 при Федеральном государственном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС».

119049, Москва, Ленинский проспект, д. 4, ауд. Б – 436.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Национального исследовательского технологического университета «МИСиС».

Автореферат разослан «22» сентября 2009 г.

Ученый секретарь
диссертационного
совета: проф., д.ф.-м.н.



С.И. Мухин

Общая характеристика работы

Актуальность работы:

Получение тонкостенных изделий штамповкой из листовых сталей является одним из наиболее распространенных и перспективных способов. Проблема упругого последействия (пружинения, отдачи) при листовой штамповке, то есть некоторого восстановления исходной формы и размеров штампованного изделия после снятия внешней нагрузки, с внедрением в производство новых высокопрочных сталей, в том числе и сталей с пластичностью, наведенной фазовым превращением под нагрузкой (ПНП – эффект), особенно для производства деталей ответственного назначения становится все более актуальной. Знакопеременная деформация и механическое поведение деформированных стабильных сталей и сплавов довольно хорошо описываются с помощью аналитических моделей и рассчитываются различными методами, используя в качестве входных параметров зависимость $\sigma = f(\varepsilon)$, получаемую при испытании на растяжение. Правда, и в этом случае существует необходимость в дополнительной информации о деформационном упрочнении при разных схемах нагружения. Поэтому обычно вводят ограничение об адекватности модели в области равномерной деформации.

Для моделирования механического поведения метастабильных по отношению к фазовым превращениям сталей либо при резко немонотонном характере диаграммы деформации сталей требуются более жесткие ограничения и более точные данные об изменении фазового состава и свойств материала при нагружении. В предложенных моделях расчета течения металла и анизотропии деформации листовых метастабильных сталей при монотонном нагружении была введена поправка, учитывающая объемный эффект в результате фазовых

превращений при деформации. Авторами было показано, что даже небольшое изменение объема за счет дополнительного образования ~10% мартенсита при деформации метастабильного аустенита приводит к существенному различию в получаемых оценках. Кроме того, явно немонотонное изменение характеристик метастабильного материала под нагрузкой, сильно зависящее от схемы напряженного состояния, вызывает необходимость комплексного исследования процессов, происходящих в деформируемом материале, прямых измерений деформации и напряжений. Необходим также учет эффекта Баушингера при знакопеременном нагружении и анизотропии пластического течения материала, для более точного предсказания конечной формы деформированного изделия. Для прогнозирования упругого последействия требуется выбор представительного способа испытания и согласование расчетных моделей с прямыми экспериментальными измерениями.

Цели работы:

- Исследование фазовых превращений и релаксации напряжений при тестовых испытаниях на штампуемость и упругое последействие в различно деформированных стабильных и метастабильных листовых сталях, оценка механической стабильности их структуры и свойств.
- Разработка математической модели тестового испытания, учитывающей протекание фазовых превращений под нагрузкой.

Научная новизна:

1. На основании экспериментальных данных установлены закономерности влияния мартенситного превращения под нагрузкой на механическое поведение метастабильных материалов для разных схем нагружения;
2. Разработана математическая (расчетная) модель деформационного процесса, учитывающая протекание фазовых превращений под

нагрузкой и релаксацию напряжений при последеформационной выдержке.

Научная и практическая ценность работы:

Предложенная расчетная модель позволяет более точно определять упругое последствие листового материала при листовой штамповке.

Оценка границ применимости позволяет ограничить работоспособность аналитической модели в области равномерной пластической деформации при монотонном и знакопеременном нагружении.

Произведен аналитический учет влияния скорости деформирования и последеформационной выдержки на показатели механического поведения и упругого последствия материала.

Апробация работы.

Основные результаты диссертационной работы были доложены и обсуждены на - Европейском симпозиуме по мартенситным превращениям ESOMAT, (Бохум, Германия, 2006 г.), Международной научно-технической конференции «Университетская наука» (Мариуполь, Украина, 2007 г.), XLIV Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», (Витебск, Беларусь, 2007 г.), 4-ой Международной научно-технической конференции «Металлургия XXI века» (Москва, 2008 г.), 4-ой Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур – ПРОСТ» (Москва, 2008 г.), Международном симпозиуме «Перспективные материалы и технологии» (Витебск, Беларусь, 2009 г.), VIII Международной научно-технической конференции «Современные металлические материалы и технологии» (Санкт-Петербург, 2009 г.), X Международной научной конференции по высокоазотистым сталям «High Nitrogen Steels» (Москва, 2009 г.),

Европейском симпозиуме по мартенситным превращениям ESOMAT (Прага, Чехия, 2009 г.).

Основное содержание диссертации опубликовано в 11-ти печатных работах, в том числе в 1-ом издании рекомендованном ВАК.

Структура и объем работы: Диссертация изложена на 146 страницах машинописного текста, состоит из введения, 3 глав, выводов и приложений. Включает 46 рисунков, 15 таблиц, 4 приложения, библиографический список из 71 наименования.

Основное содержание работы

Аналитический обзор литературы.

Выполнен достаточно подробный обзор литературы по вопросу зависимости механического поведения и упругого последствия любых металлических материалов от структурных процессов, происходящих в них при пластическом деформировании, а также особенностей влияния схемы напряженного и деформированного состояния и протекания фазовых превращений в материале под нагрузкой в процессе конкретных формовочных операций для определенных материалов. Проанализированы существующие модели учета упругого последствия при тестовых испытаниях на штампуемость, показано, что для учета данных факторов в аналитических расчетах процессов листовой штамповки, и других процессах обработки металлов давлением необходимо комплексное исследование изменения структуры и свойств материала при совмещении процессов пластической деформации и фазовых превращений в условиях различных монотонных и знакопеременных схем нагружения. В литературных источниках крайне мало данных о влиянии фазовых превращений на механическое поведение метастабильных материалов,

практически отсутствуют экспериментальные данные при знакопеременном нагружении и проявлении эффекта Баушингера в материале. Для более точного расчета упругого последействия метастабильных материалов необходимо получить эти данные, обобщить их и научиться использовать.

Материалы и методики исследования.

Фазовые и структурные изменения и упругое последействие изучали после холодной штамповки тестовых образцов из тонколистового проката сталей четырех различных структурных классов: ферритной холоднокатаной и отожженной стали 08Ю, коррозионностойких сталей с полностью аустенитной структурой, метастабильных высокоазотистых сталей с аустенитно-мартенситной и мартенситно-аустенитной структурой с различным фазовым составом в исходном состоянии и с различной механической стабильностью остаточного аустенита. Химический состав испытываемых сталей приведен в таблице 1.

В качестве тестовых объектов использовали образцы, обычно применяемые при испытаниях на штампуемость листового проката как U-тест (Рисунок 1 (а),(б)). После снятия нагрузки форма и размеры штампованного изделия под действием упругого последействия материала изменяются (Рисунок 1 (г)). Основным достоинством данной схемы испытания является возможность получения в вертикальных участках изделия сложного напряженно-деформированного состояния – знакопеременный изгиб с натяжением, которое определяет остаточную форму данного участка.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сталей

Марка стали (обозначение)	Массовая доля элементов *, %													Структура в исходном состоянии
	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Al	Cu	V	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.	
07Х15Н5Д2МБТ (АМ1)	0,48	0,65	14,0	5,7	0,07	-	2,1	-	0,28	1,5	-	0,07	н.д.	Аустенит и мартенсит
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.	
08Х14АН4МДБ (АМ4)	0,22	1,05	14,6	4,68	-	-	0,41	-	0,06	1,89	0,091	0,117	0,007	
06Х18Н6Д2МТ (АМФ1)	0,4	0,52	18,0	6,0	0,07	-	1,9	-	-	1	-	0,07	н.д.	Аустенит, феррит, мартенсит
05Х18АН2Г2Ф (АМФ2)	н.д.	1,85	18,02	2,1	-	-	-	0,12	-	-	0,09	0,05	н.д.	

Примечания:

* Остальное Fe,

** нет данных, в виде примеси

Количественно упругое последствие может быть оценено следующими параметрами отклонения формы штампованной детали от формы штампа: угловые параметры α и β , а также радиус остаточной кривизны вертикального участка изделия R . При этом чем меньше углы α и β , а радиус остаточной кривизны $R \rightarrow \infty$, тем форма изделия более близка к форме штампа и меньше выражен эффект упругого последствия после разгрузки образца.

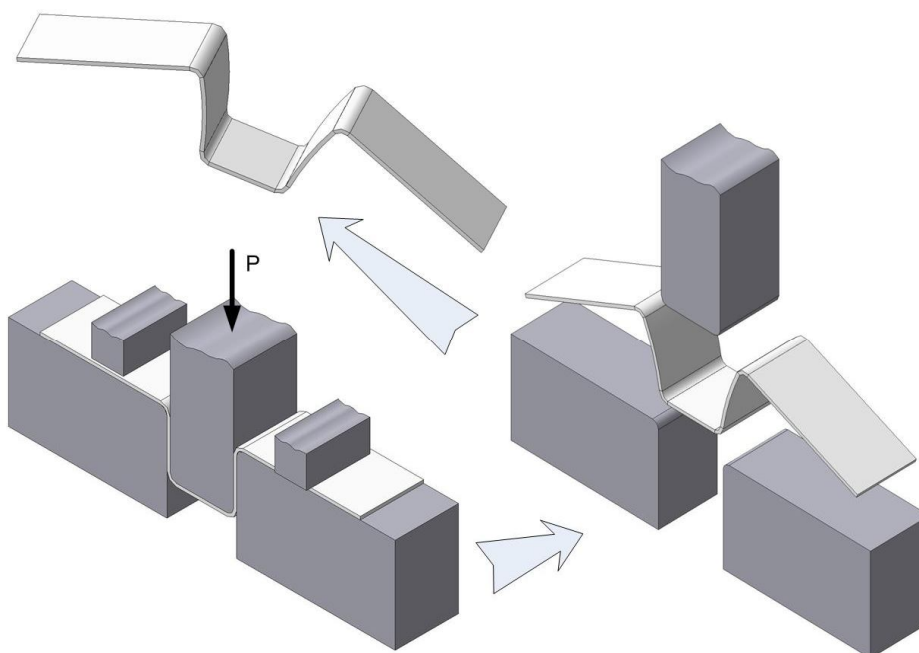


Рисунок 1 - Схема испытания на упругое последствие

Механические свойства материала и упрочнение после деформации оценивалось испытанием на одноосное растяжение (ГОСТ 11701-84) и измерением твердости по Виккерсу (ГОСТ 2999 – 75). Измерения твердости проводились с двух сторон штампованного тест-образца в области, для которой имела место различная хронология знакопеременного напряженного состояния: растяжение с последующим сжатием (РС) и сжатие с последующим растяжением (СР) (Рисунок 2).

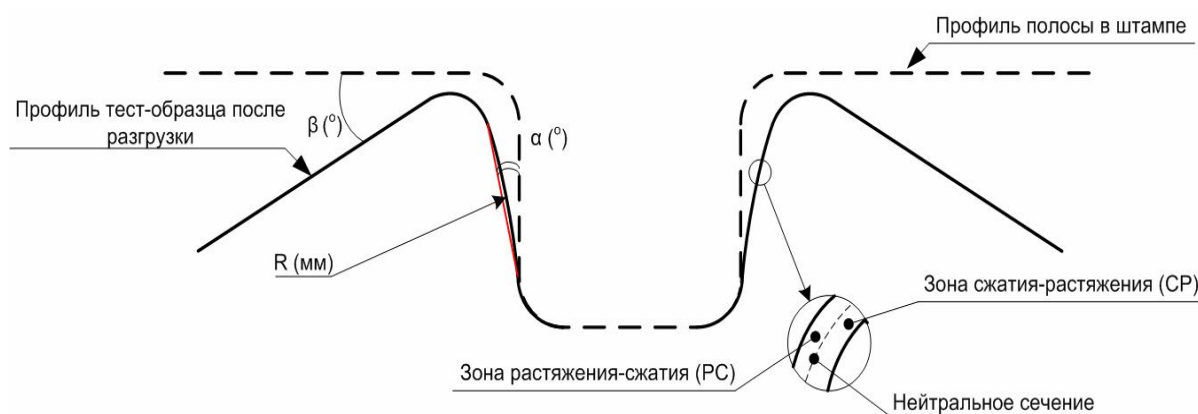


Рисунок 2 – Схема определения параметров упругого последствия

Склонность испытываемых материалов к проявлению эффекта Баушингера при знакопеременном нагружении оценивали с помощью

испытания листовых образцов сталей на знакопеременный изгиб, при котором определялся изгибающий и разгибающий момент сил приложенных к образцу. Из соотношения изгибающего и разгибающего моментов сил действующих на образец определялся показатель склонности материала к изотропному или кинематическому упрочнению при знакопеременном нагружении/деформации (показатель μ).

Фазовый состав стали определялся по рентгенограммам, снятым в Co-K_{α} излучении, учитывая текстурованность образца. Съемка производилась с двух сторон участка №3 образца после деформации.

Релаксацию напряжений оценивали при выдержке образцов в процессе испытания на растяжение при деформации 0,05 для высокопрочных сталей 06X18H6Д2МТ, 07X15H5Д2МБТ и 08X14АН4МДБ и при деформации 0,1 для остальных сталей.

Оценка уровня остаточных напряжений первого рода в деформированном материале проводилось рентгеновским способом по методу $\sin^2\psi$ на образце в недеформированной части и с разных сторон деформированного вертикального участка тестового образца.

Результаты и обсуждение.

Были построены диаграммы пластической деформации исследуемых сталей при одноосном растяжении в координатах истинных величин (Рисунок 3). 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 08Ю.

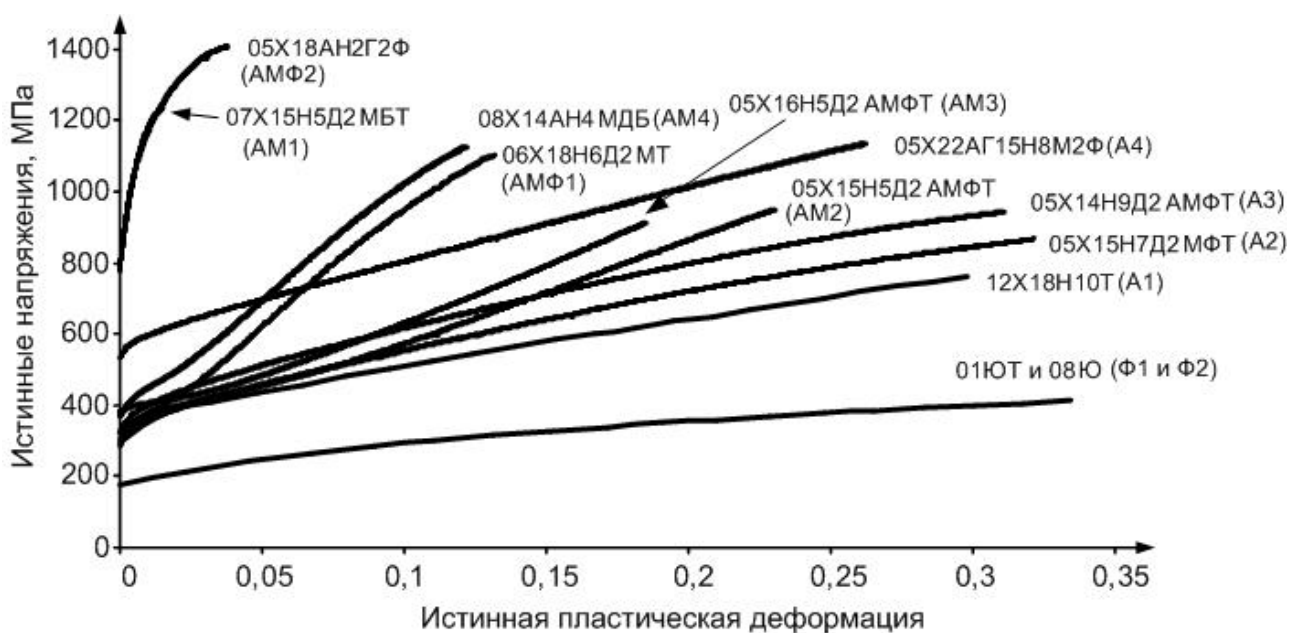


Рисунок 3 – Диаграммы истинной пластической деформации исследуемых сталей

Из результатов испытаний исследуемых материалов на знакопеременный изгиб (Таблица 2) видно, что большинство исследуемых сталей, имеют смешанное деформационное упрочнение при знакопеременном нагружении, а две стали 08Ю (Ф2) и 05X22АГ15Н8М2Ф (А4) более склонны к кинематическому упрочнению (показатель η стремится к нулю).

Таблица 2 – Результаты испытаний на знакопеременный изгиб

Марка стали	Обозначение стали	Отношение разгибающего момента к изгибающему	Интервал значений для показателя η
08Ю (Ф2)	Ф2	$0,46 \pm 0,08$	0 – 0,16
12X18Н10Т (А1)	А1	$0,51 \pm 0,08$	0,45 – 0,53
05X15Н7Д2АМФТ (А2)	А2	$0,57 \pm 0,08$	0,43 – 0,6
05X14Н9Д2АМФТ (А3)	А3	$0,47 \pm 0,06$	0,41 – 0,58
05X22АГ15Н8М2Ф (А4)	А4	$0,46 \pm 0,05$	0 – 0,12
07X15Н5Д2МБТ (АМ1)	АМ1	$0,32 \pm 0,03$	0,35 – 0,52
05X15Н5Д2АМФТ (АМ2)	АМ2	$0,53 \pm 0,07$	0,38 – 0,61
05X16Н5Д2АМФТ (АМ3)	АМ3	$0,5 \pm 0,04$	0,35 – 0,62
08X14АН4МДБ (АМ4)	АМ4	$0,48 \pm 0,03$	0,32 – 0,45
06X18Н6Д2МТ (АМФ1)	АМФ1	$0,46 \pm 0,03$	0,46 – 0,63
05X18АН2Г2Ф (АМФ2)	АМФ2	$0,39 \pm 0,1$	0,54 – 0,68

Результаты измерения параметров упругого последействия показали их зависимость от структуры и механических свойств сталей. На рисунке 3 представлен график зависимости остаточной кривизны вертикального участка тестового образца от структуры стали и твердости после деформации. Из результатов видно, что по сравнению с ферритной сталью аустенитные и многофазные стали обладают более выраженным эффектом упругого последействия. При этом упругое последействие метастабильных аустенитно-мартенситных сталей, в которых мартенситное превращение под нагрузкой происходит не до конца и значительно зависит от хронологии нагружения (сталь 05X15H5Д2АМФТ и 05X16H5Д2АМФТ), 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 фазового превращения под нагрузкой, так и влиянием хронологии нагружения на интенсивность превращения.

Рисунок 3 – Зависимость упругого последствия от структуры и свойств стали

растяжения – сжатия. Это приводит, как к различному упрочнению стали на внешней и внутренней части изделия, так и к совершенно иному распределению остаточных напряжений в тест-объекте и может быть причиной значительно меньшего упругого последействия в таких метастабильных сталях при большем значении конечной твердости, а значит большем уровнем прочности. Наибольшим эффектом упругого последействия обладают стали с большим содержанием мартенсита в исходном состоянии (сталь 07X15H5Д2МБТ) и многофазные стали с небольшим содержанием избыточного феррита (сталь 06X18H6Д2МТ и 05X18АН2Г2Ф).

Измерения остаточных напряжений на внешней и внутренней стороне деформированного вертикального участка тестового образца (Таблица 3) показали, что в случае сталей, в которых деформация заканчивается в мартенситной области (сталь 07X15H5Д2МБТ, 06X18H6Д2МТ и 05X18АН2Г2Ф) на внутренней стороне деформированного участка (зона растяжения – сжатия) в мартенситной фазе действуют растягивающие остаточные напряжения, а на внешней стороне – сжимающие. В случае, когда превращение под нагрузкой идет не до конца и деформация заканчивается в мартенситно-аустенитной области (сталь 05X15H5Д2АМФТ и 05X16H5Д2АМФТ) остаточные напряжения действуют противоположно: на внутренней части тестового образца – сжимающие, на внешней – растягивающие напряжения. При деформировании стабильной аустенитной стали (сталь 12X18H10Т) на внутренней стороне остаточные напряжения близки к нулю, а на внешней стороне действуют значительные растягивающие напряжения.

Установлено, что упрочнение (твердость) практически всех сталей на внешней стороне деформированного вертикального участка изделия выше, чем на внутренней стороне, особенно это различие заметно проявляется в метастабильных сталях с аустенитно-мартенситной и многофазной структурой. Возможными причинами этого являются зависимость упрочнения от схемы деформации и проявления эффекта Баушингера, так и влияние контактных

напряжений трения о поверхность матрицы и неодинаковое протекание мартенситного превращения под нагрузкой.

Таблица 3 – Результаты измерения остаточных напряжений*

Марка стали (обозначение)	Индексы рентгеновских линий	Средние значения остаточных напряжений, МПа		
		Исходное состояние	Внутренняя сторона изделия (зона РС)	Внешняя сторона изделия (зона СР)
08Ю (Ф2)	211 α	-42	н.д.**	+93
12Х18Н10Т (А1)	220 γ	$\approx +100$	растяжение	растяжение
05Х15Н7Д2АМФТ (А2)	220 γ	+133	+39	+178
05Х14Н9Д2АМФТ (А3)	220 γ	-117	-16	н.д.
05Х22АГ15Н8М2Ф (А4)	220 γ	н.д.	н.д.	н.д.
07Х15Н5Д2МБТ (АМ1)	211 α	-306	+254	-514
05Х15Н5Д2АМФТ (АМ2)	211 α	н.д.	-551	+276
05Х16Н5Д2АМФТ (АМ3)	211 α	н.д.	-508	+347
08Х14АН4МДБ (АМ4)	211 α	-392	-510	+179
06Х18Н6Д2МТ (АМФ1)	211 α	-537	+237	-361
05Х18АН2Г2Ф (АМФ2)	211 α	-141	+115	-352

* - точность оценки не хуже ± 20 МПа

** нет данных

На рисунке 3 приведены полученные по ГОСТ 27007-83 диаграммы релаксации напряжений для исследуемых материалов в координатах напряжение - время. Видно, что кинетика релаксации напряжений, абсолютный и относительный уровень напряжений на «установившейся» стадии зависит 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 05Х15Н5Д2АМФТ (АМ2) и 05Х16Н5Д2АМФТ (АМ3) значительно продолжается и после 2-х минут выдержки, в то время как в остальных исследованных сталях релаксация напряжений практически завершается в течение первой минуты после остановки нагружения. Релаксация напряжений в этих сталях заметна и после 5-ти минут выдержки. Это может быть вызвано

протеканием мартенситных превращений под нагрузкой в метастабильных аустенитно-мартенситных сталях и эффектами деформационного старения, усиленных легированием азотом. Наименьшую скорость релаксации напряжений на «установившейся стадии» имеют стали 12X18H10T (A1) и 06X18H6Д2МТ, при этом релаксация в сталях 06X18H6Д2МТ менее выражена, за счет более высоких действующих напряжений.

Испытание на упругое последствие стали 08X14АН4МДБ (AM4) с непосредственной разгрузкой после деформации и с выдержкой под нагрузкой в течение 5 часов для более полной релаксации напряжений, показали, что после выдержки под нагрузкой примерно на 20 % уменьшаются угловые параметры упругого последствия α и β и примерно на 50 % увеличивается радиус остаточной кривизны вертикального участка тестового образца.

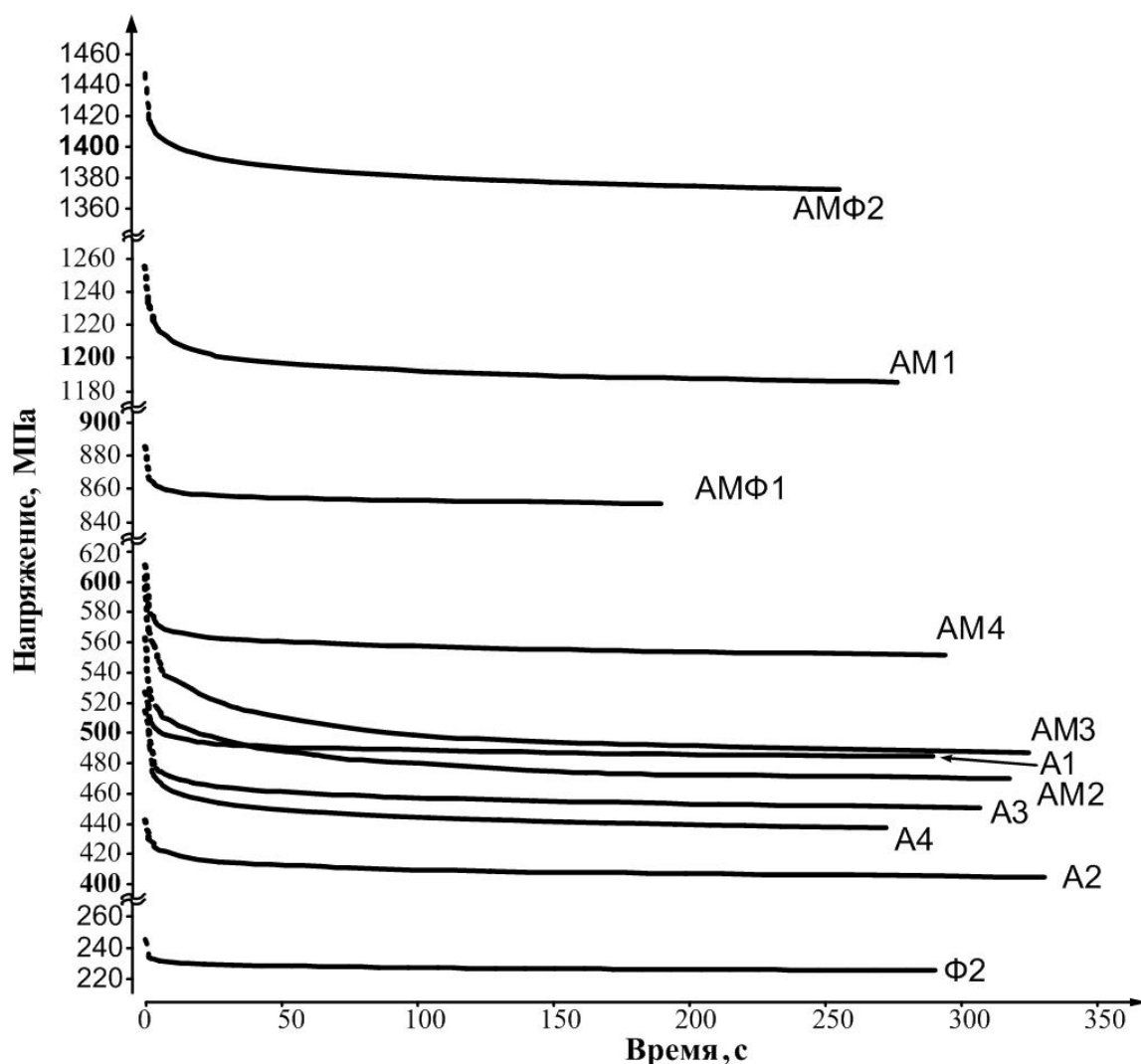


Рисунок 3 – Кривые релаксации напряжений в исследуемых сталях

Анализ рентгенограмм, снятых с образцов исследуемых материалов до и после деформации показал, что не только кинетика и интенсивность превращения зависят от хронологии изменения знака (направления) деформации, от нее также значительно зависит изменение кристаллографической текстуры фазовых составляющих стали, об этом можно судить по изменению полюсной плотности рентгеновских линий. При этом изменение текстуры вызвано совместным протеканием процессов пластической деформации фазовых составляющих и ориентированного фазового превращения под нагрузкой.

Анализ зеренной структуры стабильных ферритных и аустенитных сталей показал, что знакопеременное нагружение с деформацией около 15% не приводит к значительному изменению зеренной структуры, после деформации на образцах не наблюдается вытянутости зерен относительно направления действия нагрузки, зерна остаются практически равноосными, при этом сохраняется исходное распределение зерен по сечению.

Таким образом был экспериментально доказан различный характер механического поведения сталей различных структурных классов, зависимость деформационного упрочнения стали и протекания фазовых превращений под нагрузкой от хронологии знакопеременного нагружения. Показана зависимость упругого последствия листового материала от упрочнения материала и протекания фазовых превращений под нагрузкой. Наличие в деформированной структуре остаточного аустенита при неполном мартенситном превращении под нагрузкой приводит к относительному снижению эффекта упругого последствия и изменению распределения остаточных напряжений в материале после деформации. Причиной относительно низкого эффекта упругого последствия в метастабильных сталях может служить 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 обуславливают необходимость учета этих явлений при оценке упругого последствия и эксплуатационных свойств изделий.

Разработка аналитической (расчетной) модели тестового испытания на упругое последствие, учитывающей превращение под нагрузкой и релаксацию напряжений при последеформационной выдержке.

Для аналитического определения параметров упругого последствия необходимо знать распределение напряжений и деформаций в различных частях деформированного тестового образца, как во время деформации, так и после снятия внешней нагрузки.

Тестовый образец, как это делается и в других работах, можно условно разделить на пять частей, испытывающих различную историю (периодичность и схему) нагружения и деформации. На рисунке 4 представлена схема разбиения тестового образца, из условия симметрии показана только половина объекта.

В нашем случае участки 1 и 5 подвергаются монотонному растяжению за счет действия силы трения на поверхности контакта образца и матрицы. участки 2 и 4 подвергаются однократному изгибу с натяжением и разгрузке. Участок 3 (вертикальный участок) подвергается изгибу – разгибу с натяжением за счет сил трения и последующей разгрузке.



Рисунок 4 - Схема разбиения тестового образца на участки, имеющие различную историю нагружения и деформации

Далее производится определение упругого последствия каждого участка в отдельности. После этого мы можем сложить все рассматриваемые участки и определить параметры упругого последствия всего образца.

Монотонное растяжение описывается уравнениями упруго-пластической среды при постоянном значении деформации материала по толщине образца. Тогда для участков 1 и 5 распределение напряжений и деформации по толщине листа имеют вид:

$$\varepsilon(z) = \varepsilon ;$$

$$\sigma(z) = \begin{cases} E \cdot \varepsilon(z) & \text{если } |\sigma| \leq |\sigma_e| \\ K \cdot \alpha \cdot \varepsilon(z)^n & \text{в противном случае} \end{cases},$$

где z – координата в направлении толщины листа, для решения задачи координата z принимает значения от 0 до h , где h – толщина листа.

$$\alpha = \frac{1+r}{\sqrt{1+2r}} - \text{показатель анизотропии листа};$$

где r – нормальный коэффициент анизотропии пластического течения (коэффициент Ланкфорда).

При монотонном однократном изгибе имеет место линейное распределение деформации по толщине образца, при этом возможно использовать те же уравнения механического поведения материала.

Распределение деформаций и напряжений при изгибе принимает следующий вид.

$$\varepsilon(z) = \frac{(R+z) - \left(R + \frac{h}{2}\right)}{R + \frac{h}{2}};$$

$$\sigma(z) = \begin{cases} E \cdot \varepsilon(z) & \text{если } |\sigma| \leq |\sigma_e| \\ K \cdot \alpha \cdot \varepsilon(z)^n & \text{в противном случае} \end{cases}.$$

где K и n – параметры аппроксимационной зависимости сопротивления пластическому течению от деформации.

История нагружения вертикального участка образца (участок 3) на начальном этапе полностью повторяет историю нагружения участка 2, то есть испытывает монотонное растяжение. Затем происходит разгиб материала. Деформация образца стремится к нулю. Механическое поведение материала при знакопеременном нагружении и эффект Баушингера описывается уравнениями смешанного изотропно-кинематического упрочнения среды при знакопеременном нагружении.

$$\varepsilon(z) \approx 0;$$

$$\sigma'_e(z) = \sigma(z)_{изг.} + \left(2\sigma_e + \left|2 \cdot u \cdot \left(|\sigma(z)_{изг.}| - \sigma_e\right)\right|\right) \cdot \text{sign}(\Delta\varepsilon(z));$$

$$\varepsilon'_e(z) = \varepsilon(z)_{изг.} + \frac{|\sigma'_e(z) - \sigma(z)_{изг.}|}{E} \cdot \text{sign}(\Delta\varepsilon(z)),$$

где $\sigma'_e(z)$ и $\varepsilon'_e(z)$ – напряжение и деформация начала текучести при обратном нагружении;

$\sigma(z)_{изг.}$ и $\varepsilon(z)_{изг.}$ – напряжение и деформация при предварительном изгибе;

$\Delta\varepsilon(z)$ – изменение деформации образца при разгибе.

Далее определяются координаты начала функции аппроксимирующей зависимость напряжения от деформации при пластическом течении.

$$\sigma_0(z) = \sigma'_e(z) + \sigma(z)_{изг.}$$

$$\varepsilon_0(z) = \varepsilon_e(z) - \varepsilon_{\text{пласт.}} \cdot \sqrt[n]{\left(\frac{|\sigma_0(z) - \sigma_e(z)|}{K} \right)} \cdot -\varepsilon(z)$$

После этого производится определение действующих напряжений, необходимых для разгиба образца при упруго-пластическом поведении материала.

$$\sigma(z) = \begin{cases} \sigma(z)_{\text{изг.}} + E \cdot \Delta\varepsilon(z) & \text{если } \left(\varepsilon'_e(z) \leq \varepsilon(z) \wedge \Delta\varepsilon(z) < 0 \right) \vee \left(\varepsilon'_e(z) \geq \varepsilon(z) \wedge \Delta\varepsilon(z) > 0 \right) \\ \sigma_0(z) + K \cdot \alpha \cdot \Delta\varepsilon(z)^n & \text{в противном случае} \end{cases}$$

Определив распределение напряжений и деформаций по толщине листа во всех участках деформированного образца, производится его последовательная разгрузка с уменьшением деформации, при этом действующее напряжение, которое описывается законом Гука, должно удовлетворять уравнениям равновесия для усилий и моментов сил, действующих на образец:

$$\int_z \sigma_{\text{res}}(z) dz = 0; \quad (1)$$

$$\int_z (\sigma_{\text{res}}(z) \cdot z) dz = 0. \quad (2)$$

где $\sigma_{\text{res}}(z)$ - профиль остаточных напряжений в образце после разгрузки.

Производится итеративный поиск распределения деформаций на каждом участке, при котором выполняются условия (1) и (2). Найденное распределение деформации по толщине образца является остаточной деформацией, по которой можно определить конечную форму и кривизну листа.

Для учета протекания фазовых превращений было принято решение производить расчет разгрузки материала от напряжений, действующих в материале в момент начала разгрузки, для этого необходимо произвести корректный расчет напряжений, действующих при нагружении материала с учетом процессов релаксации напряжений при последеформационной выдержке. Учет релаксации напряжений при последеформационной выдержке образца производится, используя вычисленные действующие напряжения при нагружении и параметры временной зависимости релаксации напряжений

каждого материала. При этом было принято допущение, что деформированное состояние материала при последеформационной выдержке в штампе практически не изменяется, то есть $\varepsilon(z)_{\text{рел.}} = \varepsilon(z)$. Распределение напряжений по толщине листа в процессе последеформационной выдержки имеет вид:

$$\sigma(z)_{\text{рел.}} = \frac{\sigma(z) \cdot A}{\sigma_0} \cdot \tau^b,$$

где $\sigma(z)$ - распределение напряжений по толщине листа сразу после окончания нагружения;

σ_0 - напряжение в материале до начала процесса релаксации, МПа

A, b – параметры кривой релаксации напряжений вида $\sigma = A \cdot \tau^{-b}$;

τ - время, в ходе которого протекают процессы релаксации, определяемое временем деформационного воздействия и последеформационной выдержки.

Сравнение показателей упругого последействия, рассчитанных без учета и с учетом релаксационных процессов с экспериментальными данными показали, что заметное влияние процесса релаксации напряжений на оценку упругого последействия особенно значимо для метастабильных сталей, в которых мартенситное превращение под нагрузкой происходило не полностью (стали 05X14H9Д2АМФТ (А3), 05X15H5Д2АМФТ (АМ2) и 05X16H5Д2АМФТ (АМ3)) (Рисунок 5). Так, не учет процессов релаксации напряжений дает значимо худшую сходимость расчетных оценок с экспериментальными для сталей 05X15H5Д2АМФТ (АМ2) и 05X16H5Д2АМФТ (АМ3). Поэтому учет процессов релаксации напряжений в процессе деформации и при последеформационной выдержке желателен, и позволяет лучше описывать механическое поведение и упругое последействие метастабильных сталей с развитым мартенситным превращением.

Сравнение экспериментально полученных и расчетных показателей упругого последействия с учетом процессов релаксации напряжений для всех испытанных материалов (Рисунок 6) показали хорошую сходимость результатов расчета с экспериментальными данными, как для стабильных, так и для метастабильных сталей.

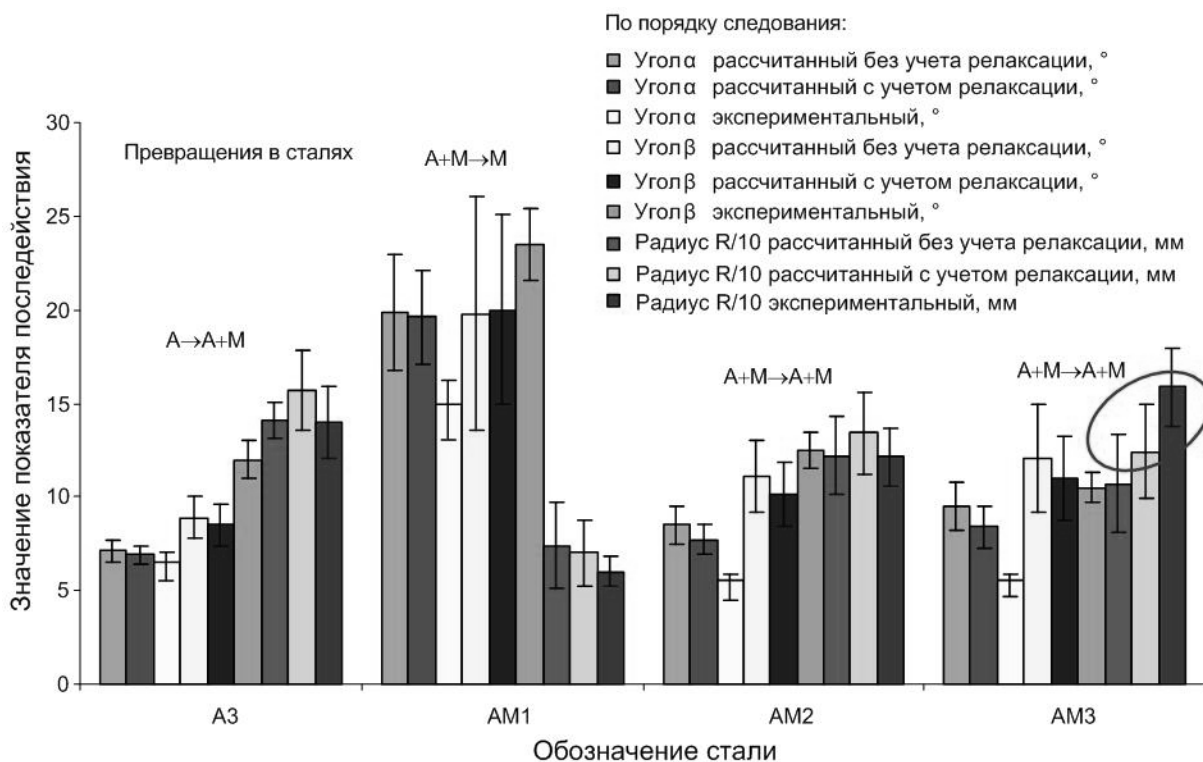


Рисунок 5 - Сравнение показателей упругого последствия, рассчитанных с учетом и без учета процесса релаксации напряжений

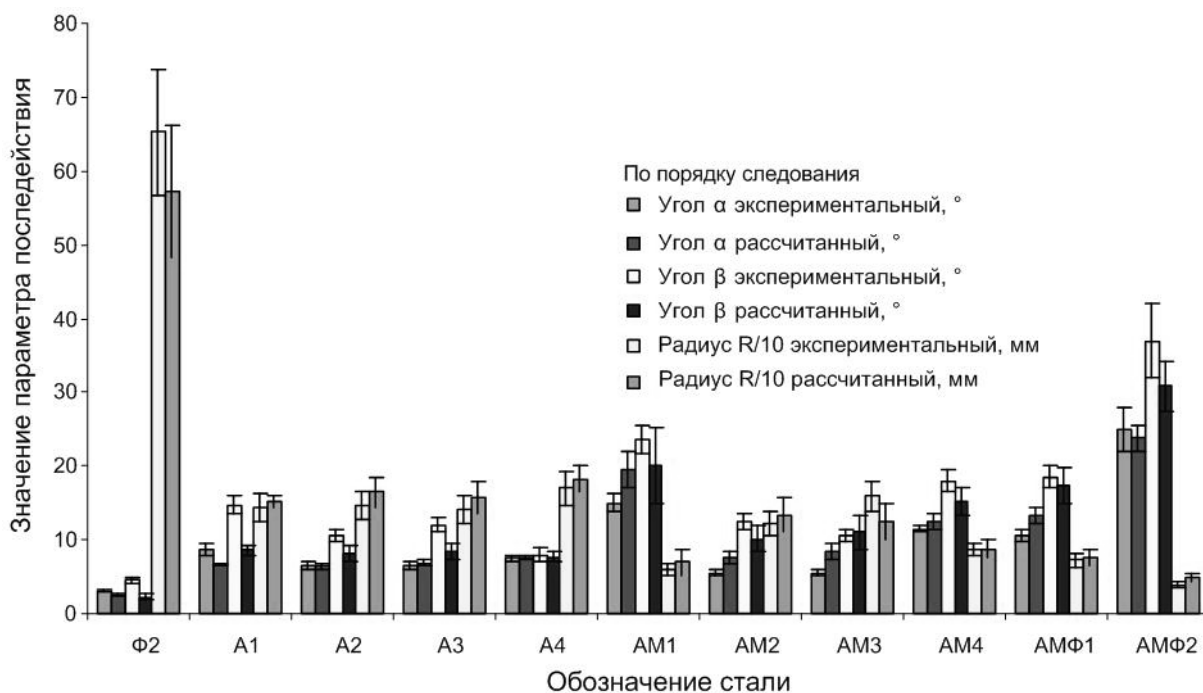


Рисунок 6 – Сравнение рассчитанных по модели с учетом релаксации напряжений параметров упругого последствия с экспериментальными данными

Выводы по работе:

1. Экспериментально показан различный характер механического поведения сталей различных структурных классов, зависимость деформационного упрочнения стали и протекания фазовых превращений под нагрузкой от хронологии знакопеременного нагружения.
2. На основании экспериментальных данных установлены закономерности влияния мартенситного превращения под нагрузкой на механическое поведение метастабильных сталей.
3. Эффект упругого последействия зависит от исходного структурного состояния и растет в ряду: феррит, аустенит, мартенсит. С повышением объемной доли исходного мартенсита и при получении полностью мартенситного состояния в результате деформации стали увеличивается эффект упругого последействия.
4. В сталях с метастабильным аустенитом упругое последействие зависит как от количества мартенсита в исходном состоянии, так и от степени и кинетики образования мартенсита под нагрузкой. Протекание мартенситного превращения под нагрузкой не полностью и наличие в деформированной структуре остаточного аустенита приводит к уменьшению эффекта упругого последействия стали как за счет деформации, наводимой фазовым превращением, так и за счет увеличения эффекта релаксации напряжений при последеформационной выдержке.
5. Произведен аналитический учет влияния скорости деформирования и последеформационной выдержки на показатели механического поведения и упругого последействия материала.
6. Разработана адекватная аналитическая (расчетная) модель тестового испытания на упругое последействие, учитывающая протекание фазовых превращений под нагрузкой и релаксацию напряжений при последеформационной выдержке.
7. Для улучшения штампуемости и уменьшения эффекта упругого последействия в высокопрочных метастабильных сталях рекомендуется

ограничивать содержание мартенсита в исходном состоянии, проводить последеформационную выдержку под нагрузкой для релаксации напряжений.

Основные результаты диссертационной работы изложены в следующих публикациях:

1. Л.М. Капуткина, И.В. Инкин, А.В. Скугорев, Т.С. Афанасьева, В.М. Блинов, И.А. Афанасьев. Фазовые превращения и упругое последствие в деформированных листовых стабильных и метастабильных сталях. // Металлы. 2007. №2. С. 63-68.
2. L. Kaputkina, A. Skugorev, V. Kanev, D. Matveev, I. Kuznetsov, V. Sterzhakov. Study of elastic aftereffect and phase transformations in deformed stable and metastable sheet stainless steels. // CIS Iron and Steel review. 2008. № 1-2. P. 17 – 21.
3. Л.М. Капуткина, А.В. Скугорев. Упругое последствие, релаксация напряжений и фазовые превращения под нагрузкой в деформированных листовых сталях. // Структурно-фазовые состояния перспективных металлических материалов. / отв. ред. В.Е. Громов. – Новокузнецк: Изд-во НПК, 2009 г. С. 230 – 258.
4. А.В. Скугорев, Л.М. Капуткина. Моделирование напряженно-деформированного состояния и эволюции структуры и свойств при штамповке и эксплуатации листовых высокопрочных метастабильных сталей. В сб. трудов 4-й Международной конференции молодых специалистов «Металлургия XXI века». Москва, 2008 г. С. 22 – 29.
5. A. Skugorev, L. Kaputkina. Study of elastic aftereffect, phase transformation and stress relaxation process in deformed stable and metastable high-nitrogen stainless sheet steels. Proceeding of 10-th International Conference on High Nitrogen steels - “HNS 2009”. Moscow, 2009. P. 175 – 180.
6. Л.М. Капуткина, А.В. Скугорев. Исследование процессов упругого последствия, фазовых превращений и релаксации напряжений в

- деформированных стабильных и метастабильных сталях. В сб. трудов Международной научно-технической конференции «Современные металлические материалы и технологии (СММТ'2009)». Санкт-Петербург, 2009, С. 495 – 496.
7. Л.М. Капуткина, И.В. Инкин, В.П. Канев, З. Айяди, В.М. Блинов, И.А. Афанасьева, Н.П. Акимов, А.В. Скугорев. Фазовые превращения и упругое последствие в деформированных стабильных и метастабильных сталях. В сб. тезисов докладов Научно-технического семинара с международным участием "Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов". Москва. 2006 г. С. 47.
 8. А.В. Скугорев, И.В. Инкин, Л.М. Капуткина. Релаксация напряжений и фазовые превращения при холодной штамповке листовых сталей. В сб. тезисов докладов Международной научно-технической конференции «Университетская наука – 2007. Мариуполь, Украина. 2007 г. С. 154.
 9. Л.М. Капуткина, А.В. Скугорев, А.В. Котелкин, Д.Б. Матвеев, В.П. Канев, В.М. Блинов, И.А. Афанасьев, В.М. Стержаков, Е.А. Рюмина, И.Б. Кузнецов. Исследование пластической деформации и фазовых превращений при холодной листовой штамповке высокопрочных метастабильных сталей. В сб. тезисов докладов 4-ой Евразийской научно-технической конференции «Прочность неоднородных структур ПРОСТ-2008». Москва. 2008 г. С. 52.
 10. Л.М. Капуткина, А.В. Скугорев. Исследование влияния фазовых превращений и релаксации напряжений на упругое последствие листовых сталей. В сб. тезисов Международного симпозиума «Перспективные материалы и технологии». Витебск, Республика Беларусь. 2009 г. С. 113.
 11. L. Kaputkina, A. Skugorev. The martensitic transformation and relaxation of stress at cold deformation of metastable steels. The 8-th European Symposium on Martensitic Transformations. Program and abstract book. Prague, Czech Republic. 2009. P. 105.

