

УДК 620.18 : 669.14 + 621.77 / 78 : 53.08

В.Г. Кутяйкин

МЕТАЛЛОВЕДЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ФОРМИРОВАНИЯ ОЧАГА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛЕЙ И МЕТРОЛОГИЧЕСКОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ ПРИКЛАДНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

ОАО «ГАЗ»

Исследовано влияние различных термопластических воздействий на изменения макро-, микро-, субмикроструктуры и механические свойства сталей перлитного и ледебуритного классов. Разработаны методы количественной оценки параметров структуры, механических свойств сталей и процессов термопластического воздействия. Детально исследовано формирование структуры при вдавливании в заготовку пуансонов различной формы и разработана математическая модель очага деформации на основе структурных изменений.

Ключевые слова: стали, структура, метрология.

Современное машиностроение неразрывно связано с использованием металлических материалов, среди которых наиболее распространены стали перлитного и ледебуритного классов. Поднять эффективность использования сталей и обеспечить качество производимых деталей возможно внедрением оптимальных процессов термопластического воздействия. Проектирование и освоение таких технологий требует, с одной стороны, объективной оценки параметров сталей, а с другой – понимания физической природы и возможности управления их свойствами за счет воздействия на структурные элементы от макроскопического до субмикроскопического уровня. Одним из перспективных направлений в этой сфере является изучение и количественная оценка изменений структуры в очаге пластической деформации.

Целью работы являлось решение важной проблемы развития металлургических аспектов технологических процессов термопластической обработки сталей перлитного и ледебуритного классов на основе выявленных закономерностей изменения макро-, микро- и субмикроструктуры в очаге деформации применительно к обеспечению качества деталей машиностроительного назначения и совершенствованию метрологического обеспечения прикладных исследований структуры и механических свойств металлов.

На основе анализа законодательных и нормативных актов определена роль измерений и испытаний как одного из важнейших элементов систем управления качеством продукции. Отмечена необходимость объективного определения входных данных, влияющих на разработку процессов, а также недостаточность методов для прикладных исследований и количественной оценки изменений структуры и свойств металлических материалов. В работе использованы термины и определения. *Термопластическая обработка* – совместные (нагрев при деформировании) и самостоятельные термические и пластические воздействия. *Совершенствование метрологического обеспечения:* разработка методов количественной оценки параметров структуры, пластических и прочностных характеристик сталей; определение способов и расчет погрешностей измерений применяемых методов; оценка корректности выявленных закономерностей с помощью статистических методов и критериев математического анализа; количественная оценка измеряемых параметров макро-, микро-, субмикроструктуры и механических свойств сталей; систематизация и идентификация данных в соответствии с поставленными задачами, разработка математических моделей; повышение достоверности расчетных данных о параметрах (пластических, силовых, тепловых) процессов термопластического воздействия на основе использования закономерностей изменения структуры и механических свойств сталей.

Исследованы свыше 50 машиностроительных марок сталей. По назначению: конструкционные углеродистые (10...45) и легированные (15Х...40Х, 12ХН, 20Г2Р, 30Г1Р, 30ХМА, 35ГС, 40ХН, 16ХСН, 18ХГТ, 19ХГН, 30ХГСА, 40ХН2МА, 38ХГНМ); инструментальные нетеплостойкие (У8А, У10А, 9ХС, 9ХФ, ХВГ), полутеплостойкие (Х12Ф1, Х12МФ, 5ХНМ, 6Х4М2ФС, 65Х6М3Ф3БС) и теплостойкие (Р18, Р12Ф3, Р6М5, 10Р6М5, Р6М5К5, 4Х2В5ФМ, 4Х5МФС, 3Х3М3Ф); с особыми свойствами пружинные, теплоустойчивые (70, 65Г, 51ХФА, 15ХМ) и другие. По равновесной структуре исследуемые стали относятся к перлитному (доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные) и ледебуритному классам. Содержание углерода в сталях находилось в диапазоне 0,1...1,9%, а суммарное содержание легирующих элементов 0...24%. Это позволило выявить влияние химического состава на стандартизированные и специальные механические характеристики сталей при разных условиях термопластического воздействия. На начальных этапах исследований использовались стандартизированные методы определения параметров свойств и структуры сталей, что позволяло получить и систематизировать общепринятые и, как следствие, конвертируемые данные. Однако в отдельных случаях этих показателей недостаточно для объективной оценки поведения материалов в технологии и эксплуатации. По причине устранения отмеченных недостатков осуществлена разработка и совершенствование методов анализа структуры и свойств сталей [1]. Кроме того, использовался ряд ранее предложенных специальных механических характеристик. Наиболее распространенной технологической характеристикой прочностных свойств сталей служит истинное напряжение пластического течения σ_i , рассчитываемое с помощью коэффициентов уравнения деформационного упрочнения σ_0 и n . Физический смысл истинного напряжения пластического течения заключается в исключении влияния напряженного состояния, т.е. соблюдении условия схемы одноосного напряжения до момента разрушения. Для соблюдения указанного условия при растяжении с определением σ_0 и n на основе результатов исследований предложены формулы расчета корректирующих коэффициентов прочности n_σ и пластичности n_ϵ , а также представлены экспериментальные значения коэффициентов n_σ и n_ϵ для разных сталей, структурных состояний и условий термопластического воздействия.

Важнейшей характеристикой при оценке качества машиностроительных сталей применительно к процессам объемного пластического воздействия является предельная деформация до разрушения, которая зависит от структурного и напряженного состояний образца (заготовки). Для решения этого вопроса разработан метод определения технологической пластичности при наличии концентраторов напряжений на поверхности заготовки. Сущность метода заключается в определении запаса пластичности сталей с учетом марки и структурного состояния через диаграммы, на которых механические свойства представлены в функции показателя напряженного состояния, и расчет напряженного состояния в вершине концентратора (поверхностного дефекта).

Особое место в работе уделено разработке способов и расчету погрешностей измерений. Для проверки выдвинутых гипотез и подтверждения выявленных закономерностей использованы критерии К. Пирсона, В.И. Романовского, метод выпрямленных кривых и коэффициенты корреляции.

Представлены результаты экспериментальных исследований изменений макро-, микро- и субмикроструктуры сталей при различных термических и пластических воздействиях в условиях эффективных технологий производства и обеспечения качества деталей машиностроительного назначения. Зерно является одним из основных параметров, характеризующих микроструктуру металлов и сплавов. На плоскости шлифа зерно целесообразно описать двумя показателями: **а** – размер вдоль деформации растяжения и **в** – размер зерна в перпендикулярном направлении. Следовательно, отношение **а/в** может служить объективным и доступным параметром оценки микроструктур при термопластических воздействиях [2]. Для выявления закономерности формирования неравноосных структур при различных пластических и термических воздействиях строилась гистограмма распределения: количе-

ство зерен на шлифе в зависимости от отношения продольного к поперечному размеру a/v . Из результатов измерений соотношений параметров зерен a/v в виде эмпирических частот распределений следует, что в общем виде при всех степенях пластической деформации и после отжига подтверждается выдвинутая гипотеза нормального распределения. Для подтверждения соответствия экспериментально полученного распределения закону нормального распределения использован метод выпрямления кривых частот, т.е. построение распределения в таких координатах, в которых плотность нормального распределения будет выражена прямой линией. Проверка выдвинутой гипотезы, строилась зависимость нарастающей суммы чисел зерен, отношение продольного к поперечному размеру, a/v которых не превышала заданную величину, деленную на общее количество обследованных в каждом структурном состоянии зерен, от указанного значения a/v . Затем каждая из полученных величин суммы, отнесенная к общему числу обследованных зерен, последовательно приравнивалась к нормированной плотности нормального распределения, являющейся функцией Лапласа. Для структурных состояний, созданных пластическим воздействием волочением, а также отжигами коэффициенты корреляции выпрямленных кривых частот в сравнении с прямолинейными зависимостями составили 0,87–0,99. Это в свою очередь свидетельствует о том, что выдвинутая гипотеза полностью подтверждается. Аналогичные закономерности выявлены при исследовании микроструктуры сталей в других технологических процессах объемного пластического воздействия (прямое и обратное выдавливание, редуцирование, осадка и т.д.). Выявлено, что последующее термическое воздействие сопровождается полным восстановлением соотношения размеров зерен микроструктуры a/v деформированных углеродистых и легированных сталей при температурах первичной рекристаллизации и выше [2].

Выявленная закономерность положена в основу микроструктурного метода определения локальных деформаций, использующего изменение статистических соотношений продольного к поперечному размеру зерна при пластических воздействиях. Метод позволяет рассчитать величины деформаций в трех взаимно перпендикулярных направлениях на основании замеров среднестатистических соотношений параметров зерен на металлографическом шлифе. Для расчета деформаций проводились детальные исследования изменений геометрии зерен микроструктуры сталей при разных термопластических воздействиях. Микроструктурные исследования проводились на сталях 10...45, 15X...40X, 20Г2Р, 16ХСН, 40ХН2МА, 6Х4М2ФС, У10А и др. Значительное внимание уделено выявлению закономерностей изменения микроструктуры сталей при вдавливании пуансонов разной конфигурации, являющихся основной технологией производства деталей машиностроительного назначения с внутренними полостями [1]. При анализе пластического воздействия на стальную заготовку пуансона с плоским торцом наглядно видно, что в объеме металла, примыкающего к торцу пуансона на оси вдавливания, практически не происходит изменений формы зерен микроструктуры. Это свидетельствует о том, что на микроструктурном уровне перед торцом отсутствует пластическое течение. Логарифмическая степень деформации сжатия зерен резко возрастает при переходе по оси вдавливания к участку, который расположен на расстоянии $\sim 0,3d$ от торцевой поверхности пуансона. На этом участке ее величина приближается к величине 1,0 или в относительных показателях превышает 60%. Максимальное сжатие зерен в осевом направлении при вдавливании пуансонов с плоским торцом выявлено на расстоянии от торца $\sim 0,4$ размера поперечного сечения пуансона d . Величина логарифмической деформации здесь составляет около 1,5 или превышает 75% сжатия. На расстоянии от торца пуансона $1,0d$ микроструктура равноосная, что свидетельствует об отсутствии на этом расстоянии пластической деформации. Пожалуй, наиболее значимым является место перехода торцевой поверхности в боковую. На нем просматриваются две принципиально отличающиеся области: интенсивного пластического течения металла и застоя. Область интенсивного течения охватывает боковую поверхность и часть металла, находящегося под торцевой поверхностью пуансона. Границей раздела между пластическим течением и застоем служит виртуальная линия, проложенная под углом $\sim 45^\circ$ от точки перехода тор-

цевой поверхности в боковую. Зерна вытягиваются вдоль этой линии. Пластическое течение металла с наружной стороны настолько велико, что не представляется возможным определить конечные параметры зерен микроструктуры, а следовательно, рассчитать степень деформации. Очевидно, что она превышает 80%. Наиболее прогнозируемая закономерность изменения параметров зерен микроструктуры при вдавливании пуансонов выявлена в радиальном направлении. При удалении в радиальном направлении от боковой поверхности пуансона к периферийным объемам заготовки величина пластической деформации монотонно снижается, сходя до нулевых значений на расстоянии $0,5d$.

Микроструктура полости, выдавленной сферическим торцем, в месте перехода торцевой поверхности в боковую свидетельствует о совершенно иной закономерности распределения деформаций. Максимальная деформация зерен соответствует конфигурации пуансона, примыкая к его поверхности. Признаки застойных зон отсутствуют, как и у пуансонов с коническим торцем. Другие формы торцев, а следовательно, и характер формирования микроструктуры при вдавливании пуансонов, можно представить в виде комбинации перечисленных ранее форм и закономерностей. Всего исследовано более семи тысяч шлифов и участков.

Из представленных результатов следует, что при описании очага наиболее показательной является величина деформации сжатия зерен микроструктуры в направлении, перпендикулярном к поверхности пуансона. Детально исследованы размеры и характер изменения микроструктуры в очаге деформации в зависимости от марки стали, температурного режима в диапазоне от 20°C до полугорячей деформации ($620 \dots 810^{\circ}\text{C}$), конфигурации торца, формы поперечного сечения пуансона, глубины вдавливания, соотношения поперечных размеров пуансона и заготовки и вида разгружающих камер. Установлено, что решающее влияние на изменение структуры, а следовательно, на формирование очага деформации, оказывает форма торца пуансона.

Анализ литературных данных показал отсутствие четкого определения очага пластической деформации. На основе проведенных экспериментальных исследований изменений структуры сталей предложено в качестве очага деформации считать совокупность поверхностей (в плоскостях сечения линий), соединяющих активированные пластическим течением объемы заготовки с равной величиной степени деформации. Внешний контур очага пластической деформации перед торцем пуансона с поперечным сечением d представляет собой полусферическую поверхность с размерами в основании полусферы на уровне торца A/d и на оси вдавливания от торца B/d . Определяя размеры очага деформации, необходимо дополнительно указывать, к какой интенсивности пластического течения они в каждом конкретном случае относятся. Сложности с количественным описанием конфигурации торца были обусловлены необходимостью выбора объективного показателя формы, отражающего активизацию или торможение пластического течения сталей перед вдавливаемым пуансоном. В качестве такого показателя на основании результатов исследований выбран коэффициент формы торца S_T , представляющий собой отношение суммы (разности) площади поперечного сечения пуансона и площадей проекций элементов, затрудняющих (облегчающих) пластическое течение металла, к площади поперечного сечения пуансона. Результаты исследований подтвердили ранее полученные данные о том, что даже сравнительно небольшой угол наклона или элемент сферы на торце пуансона обеспечивают активизацию пластического течения металла. Следовательно, наличие «конусности» или выступающих элементов сферы практически исключает возможность образования застойной зоны, которая возникает при вдавливании пуансона с плоским торцем. Исходя из изложенного, для плоского торца $S_T=1$, для конического и сферического $S_T=0$. Для конфигураций торца, имеющих частично плоскую поверхность и частично элементы, облегчающие пластическое течение перед пуансоном, коэффициент S_T принимает значения в диапазоне от 0 до 1 в зависимости от соотношения проекций площадей к поперечному сечению пуансона. Однако имеются элементы, которые дополнительно затрудняют пластическое течение сталей вблизи поверхности пуансо-

на, например, выступы на периферийной части торца или вогнутые поверхности, увеличивая значения коэффициента S_T . На практике S_T принимает значения от 0 до 1,5. Основываясь на представленных данных количественной оценки изменений структуры, размеры очага деформации перед пуансоном на оси вдавливания B/d и в поперечном сечении A/d в зависимости от формы торца S_T и величины пластической деформации сжатия зерен микроструктуры ε во внешнем контуре можно описать уравнениями [1]:

$$B/d = 0,65 - 0,48 \cdot \varepsilon^{0,56} + 0,32 S_T, \quad (1)$$

$$A/d = 1,90 - 0,83 \cdot \varepsilon^{0,77} + (0,22 - 0,18 \cdot \varepsilon^{0,48}) \cdot S_T. \quad (2)$$

Изменения структуры на микроуровне соответственно проявляются и на макроуровне. Ярким подтверждением того служит конфигурация волокон макроструктуры. Микроструктурный метод применен в качестве методической основы совершенствования макроструктурного метода определения деформаций, основанного на измерениях распределения волокон макроструктуры в изделиях до и после пластического воздействия. Представлены изменения расположения волокон в очаге деформации при вдавливании пуансонов с различной формой торцев. Основные макроструктурные исследования проводились на перлитных и ледебуритных сталях 10, 20, 30, 40X, 15XM, 30Г1Р, 51ХФА, 40ХН2МА, 6Х4М2ФС, У10А, ХВГ, Р6М5, Р18, Х12МФ, Х12Ф1 в интервале температур от 20°C до полугорячей деформации (620...810°C), а также радиальных пластических деформаций при изготовлении стержневых крепежных деталей. Данные показывают, что возникающие при формовке шестигранной головки болта пластические деформации в логарифмических показателях степени находятся в диапазоне от 0,4 сжатия до 2,5 растяжения.

Увеличение температуры от 20°C до условий полугорячего деформирования обуславливает: снижение предела текучести условного $\sigma_{0,2}$ и предела прочности σ_b в 6–8 раз у перлитных сталей и в 4–6,5 раза у ледебуритных; увеличение относительного сужения ψ в 1,3–1,8 раза у перлитных и в 1,6–4,5 раза у ледебуритных сталей; при одновременном снижении показателя σ_0 в 5,1–8,2 раза, коэффициента деформационного упрочения n в 1,2–1,9 раза, величины удельной работы разрушения W_c в 1,8–2,8 раза и чувствительности пластичности к напряженному состоянию π_ψ в 1,2–1,8 раза, но увеличение значений критерия зарождения трещин K_{3T} в 1,7–2,3 раза.

До настоящего времени отсутствует формула расчета локальной степени деформации при вдавливании пуансона и образования неглубоких полостей. Традиционно используется формула для обратного выдавливания деталей типа «стакан», не отражающая физическую природу течения металла в объеме, активированном пластической деформацией. Результаты детальных исследований изменений структуры и разработка математической модели очага деформации создали условия для определения степени деформации, соответствующей усредненной величине пластических структурных изменений в локальном объеме, прилегающем к пуансону, по формуле

$$\varepsilon = \ln [(B_T + h_n) / B_n] = \ln [(B_T + h_n) / 0,65], \quad (3)$$

где B_n, B_T – максимальная осевая протяженность очага пластической деформации истинная ($S_T=0$) и соответствующая конфигурации торца пуансона ($S_T \geq 0$); h_n – глубина вдавливания пуансона.

Величины степеней пластической деформации, рассчитанные по различным формулам, представлены в табл. 1, из которых следует, что существующая формула дает значительно заниженные результаты, особенно в наиболее используемом диапазоне глубин вдавливания $h_n/d = 0,2...1,5$. Показано, что возникновение застойной зоны перед вдавливаемым пуансоном ($S_T > 0$) увеличивает степень локальной пластической деформации, а следовательно, требуемый запас пластичности сталей.

Таблица 1

Степени пластической деформации ε при вдавливании пуансона по разработанной на основе изменений структуры и существующей формуле

№ п/п	Глубина вдавливания пуансона, h_n/d	Относительная длина активированного объема, $(B+h_n)/d$, при форме торца		Степень деформации при форме торца					
				конусный $S = 0$		плоский $S = 1,0$		существующая формула	
		конус. $S_T=0$	плоский $S_T=1$	относительная, %	логарифмическая	относительная, %	логарифмическая	относительная, %	логарифмическая
1	0,2	0,85	1,17	23,5	0,27	44,6	0,59	3,3	0,03
2	0,5	1,15	1,47	35,0	0,43	56,0	0,82	8,3	0,09
3	1,0	1,65	1,97	60,6	0,93	67,0	1,11	16,7	0,18
4	1,5	2,15	2,47	69,8	1,20	73,8	1,34	25,0	0,29
5	2,0	2,65	2,97	75,4	1,41	78,1	1,52	33,3	0,41
6	2,5	3,15	3,47	79,4	1,58	81,2	1,67	41,7	0,54
7	3,0	3,65	3,97	82,2	1,73	83,6	1,81	50,0	0,69

Выявлена корреляция силовых параметров пластического воздействия с конфигурацией торца S_T и изменениями структуры, определяющими максимальный осевой размер очага деформации B/d при вдавливании пуансона:

$$K_1 = 0,700 + 0,334 \cdot S_T^{0,642} = 0,700 + 0,334(3,125B/d - 2)^{0,642}. \quad (4)$$

С использованием различных методик проведен расчет тепловых эффектов при пластическом воздействии пуансоном на заготовки из перлитных и ледебуритных сталей в разных структурных состояниях и температурах нагрева. Показано, что повышение температуры в локальных объемах при холодном пластическом воздействии может превышать 300°C , а в условиях полугорячего деформирования 70°C . Особое значение тепловые эффекты имеют при выборе температуры нагрева сталей для полугорячего деформирования, так как оптимальный температурный интервал наряду с изменением механических свойств определяется с учетом структурных превращений. На основании проведенных исследований определена целесообразность выбора температурного интервала полугорячего деформирования сталей в диапазоне $A_{C1} - (10 \dots 100)^\circ\text{C}$. Интервал полугорячего термопластического воздействия для перлитных доэвтектоидных сталей составляет $620 \dots 700^\circ\text{C}$, для эвтектоидных и близких к ним $640 \dots 710^\circ\text{C}$, для заэвтектоидных $660 \dots 740^\circ\text{C}$, для ледебуритных $720 \dots 810^\circ\text{C}$.

Проведенные систематические исследования показали большие потенциальные возможности технологии полугорячего деформирования, в том числе низкопластичных ледебуритных и перлитных инструментальных сталей: P18, P6M5, P6M5K5, 10P6M5, P12Ф3, X12MФ, X12Ф1, ХВГ, 9ХС, У10А, 6Х4М2ФС, 5ХНМ и др. Результаты исследования закономерностей изменения структуры и механических свойств обеспечили возможность изготовления сложнопрофильных внутренних полостей высокого качества с отношением глубины к поперечному сечению более 2,5. Кроме того, результаты работы применены при освоении процессов объемного пластического формообразования способами: холодной штамповки на многопозиционных автоматах из углеродистых и легированных сталей (10, 20, 30, 35Х, 20Г2Р, 30Г1Р, 16ХСН), деформирования с нагревом легированных конструкционных сталей (15Х...40Х, 15ХМ, 38ХМА, 50ХФА, 18ХГТ, 30ХГСА, 40ХН2МА), сферодвижной штамповки, а также при выборе режимов термического воздействия. Внедрение технологий сопровождалось сокращением металлоемкости, повышением ресурса деталей, их выпуском

в условиях действующего производства, организацией новых специализированных участков, передачей технологической документации. Технические решения защищены авторскими свидетельствами и патентом.

Библиографический список

1. **Кутяйкин, В.Г.** Метрологические и структурно-физические аспекты деформирования сталей / В.Г. Кутяйкин. – М.: АСМС, 2007. – 484 с.
2. **Кутяйкин, В.Г.** Измерение параметров структуры и дефектности металлических материалов в технологических процессах пластической и термической обработки / В.Г. Кутяйкин. – Нижний Новгород: ВГИПА, 2005. – 231 с.

*Дата поступления
в редакцию 25.01.2010*

W.G. Kutayaykin

PHYSICAL METALLURGY ASPECTS OF CENTRE STRAIN FORMING THERMOPLASTIC PROCESSING OF STEELS AND METROLOGICAL SUPPORT OF APPLIED RESEARCH

The influence of different thermoplastic effects on the change of macro-, micro-, submicrostructures mechanical characteristics of steels of perlite and ledeburite classes have been researched. Methods of quantitative of structural parameters, mechanical properties of steels and processes of thermoplastic effects have been worked out. Formation of the structure while the indentation of point-tools of different forms into the billets has been researched in details and the model of centre strain based on structural changes has been worked out.

Key words: steels, structures, metrological