

Д. А. САРКИСЯН

КОРРЕЛЯЦИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК
 МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, НАКЛЕПАНОЙ ВНЕДРЕНИЕМ
 РАВНОСТОРОННЕГО КЛИНА

В статье описывается случай деформации стали, имеющий место при внедрении жесткого призматического тела (равностороннего клина) в цилиндрический образец из мягкой стали, с соблюдением строгой перпендикулярности лезвия клина к оси образца.

Выбор описанной схемы деформации связан с возникшей необходимостью получить сведения об изменившихся в процессе формирования свойствах поверхностных слоев граней клиновидного паза, в том числе характере распределения: микротвердости, внутренних напряжений, локальных деформации и прочности. Указанные сведения проливают свет на изменения (нарушения) тонкой структуры стали и используются для решения двух, различных по характеру, задач: разработки корректирующих условий — с целью уточнения расчетных формул Аттингера [1], используемых для определения твердости цилиндрических изделий; а также для оценки возможности применения холодно штампованных клиновых пазов в механизмах, в которых они являются областью взаимодействия деталей.

На рис. 1. показана схема деформации. Индентором служил жесткий клин с углом при вершине $2\alpha = 100^\circ$ аналогично клину Аттингера, изготовленный из стали ШХ-15, с твердостью $HV = 850 \text{ кг/мм}^2$,

значительно превышающей твердость испытуемых образцов и отполированный до 14 класса чистоты. Исследуемым материалом являлась прокатная малоуглеродистая сталь, содержащая $C \sim 0,1\%$, $Mn \sim 0,3\%$, P и $S \sim 0,03\%$ и др. Твердость стали $HV \sim 95 \text{ кг/мм}^2$.

Из одинаково расположенных участков исходных заготовок подготавливались 2 партии образцов: прямоугольные — с размерами $10 \times 20 \times 55 \text{ мм}$ и цилиндрические диаметром 14 мм длиной 80 мм, причем размеры 55 мм и 80 мм всегда соответствовали направлению прокатки. Указанные размеры образцы приобретали после травления, при

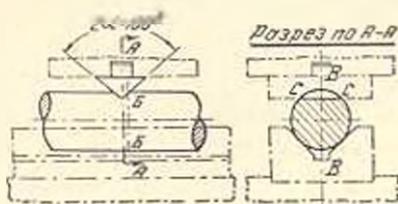


Рис. 1. Схема вдавливания равно-
 стороннего клина в цилиндрический
 образец.

котором удалялся наклепанный механической обработкой слой металла, толщиной более 0,25 мм. На приборе ПМТ—3 после полировки прямоугольных образцов, производились измерения микротвердости (40—50 отпечатков индентора на грань при нагрузке 100 Г). На основании этих данных строились кривые Гаусса и рассчитывались модельные значения микротвердости каждой заготовки. После измерения исходных габаритных размеров прямоугольные образцы подвергались деформации с различной степенью обжатия в специальном щелевом штампе [2]. Конструкция штампа позволяла производить деформирование образцов на определенные степени обжатия и обеспечивала удлинение их вдоль оси в направлении исходной прокатки. Таким образом, сочетание схем главных деформаций, начиная от прокатки и кончая обжатием, для всех прямоугольных образцов было одинаковым—этим обеспечивалась сравнимость результатов измерений физико-механических характеристик. После полировки определялась микротвердость (H_n) различно деформированных образцов по методике, аналогичной измерению и расчетам H_n тех же образцов до их деформации. Далее рассчитывались фактические степени деформации образцов по формуле $\varepsilon = \Delta F/F_0 \times 100\%$, где F_0 — площадь поперечного сечения образца в исходном состоянии, в мм², а ΔF — изменение площади поперечного сечения образца в результате деформации, в мм².

По полученным данным строилась корреляционная кривая: „степень деформации—микротвердость“. Рентгенографические характеристики определялись следующим образом: из одинаково расположенных участков деформированных прямоугольных образцов* вырезались кубики со стороной 10 мм. Заданные размеры кубики приобретали после удаления электротравлением наклепанного при резке слоя металла. Измерение остаточных напряжений II рода ($\Delta a/a$) производилось на пониженной рентгеновской установке УРС—50Н. Для каждого образца с кристаллографических плоскостей (110) и (220) снималось по несколько рентгенограмм в $FeK\alpha$ —излучении. Расчеты $\Delta a/a$ и остаточных напряжений II рода (ε_{II}) производились по методике описанной в [3, 4]. В качестве эталона были приняты результаты рентгенографирования образца исследуемой стали, деформированного на 35% и подвергнутого полному отжигу в вакууме.

Механические испытания исследуемой стали производились на микромашине М-34 системы Шевенар, снабженной фотографическим регистрирующим устройством. Испытывались на микрорастяжение, стандартные по размерам и чистоте поверхности, цилиндрические образцы с диаметром рабочего сечения в 1,5 мм. Причем после токарной обработки также следовала операция травления. При испытаниях

* Исходная сталь, выделенная для изготовления этой партии образцов была медленно охлаждена после горячей прокатки и не подвергалась дополнительному отжигу.

использовались динамометрические пружины оттарированные на 300 кг. По фотографиям диаграмм растяжения производился расчет предела прочности (σ_B). По средним значениям σ_B от 5--6 образцов, имеющих одинаковую степень деформации, составлялись кривые „ σ_B — ϵ “. Операция по внедрению клинового индентора в основные цилиндрические образцы ($d=14$ мм) производилась по схеме рис. 1 под прессом Бринеля при стандартных условиях испытаний. С этой целью образцы устанавливались в призма с 90° пазом, а хвостовик индентора вводился и укреплялся в соответствующем гнезде поднижней детали прессы. Таким образом в результате пластической деформации металла на образцах появились клиновидные отпечатки индентора. Далее одни образцы разрезались поперек—другие вдоль оси. После удаления травлением с полученных поверхностей наклепанного при механической резке слоя металла толщиной $\sim 0,25$ мм, они полировались. Указанные операции производились с таким расчетом, что, в конечном итоге, в распоряжении экспериментатора оставались образцы либо с экспериментальными плоскостями совпадающими с сечениями AA (рис. 1), перпендикулярным оси образца и проходящим через ребро CC отпечатки, либо—с осевым сечением BB перпендикулярным ребру отпечатка CC. Рассмотренные плоскости использовались для оценки характера изменений физико-механических свойств образцов. Определение характера распределения микротвердости производилось на приборе ПМТ—3, при нагрузке 100 г и выдержке 15 сек. Измерения проводились по горизонтальным, вертикальным и перпендикулярным образующей отпечаток рядам, отстоящим друг от друга на расстояние от 350 до 500 мк, в зависимости от расположения локального участка. Для более детальной оценки изменений свойств поверхностного слоя первый—горизонтальный ряд измерений производился на расстоянии 200 мк от образующей отпечатка. Интервал между единичными отпечатками соблюдался в 350 мк.

Как показал анализ полученных результатов характер упрочнения образцов мало чем отличался друг от друга. Указанное определение явилось результатом строгого соблюдения условий испытаний для всех образцов и единичных измерений и подтвердило правильность принятой методики работы.

На рис. 2 представлена увеличенная копия (типовая) экспериментального участка (правая от оси сторона) образца из малоуглеродистой стали, отожженного при 930°C . В образец был внедрен индентор при нагрузке 750 кг и выдержке 30 сек. На рисунке кружочками указаны пункты внедрения индентора и возле каждого из них—полученные значения микротвердости. Рис. 2 наглядно свидетельствует об измененном месте, в результате внедрения индентора, значительном наклепе металла. Так, микротвердость наиболее наклепанного слоя металла, расположенного весьма близко к поверхности паза (~ 200 мк), составляет в среднем около 190 (см. значения H_v по „aa'“). Чем далее удаляемся от очага деформации, тем значения H_v уменьшаются.

ся. Это удобно проследить по направляющим, перпендикулярным оси паза: I, II, IV и др. Так, например, микротвердость образца при удалении от паза по прямой IV уменьшается от 193 до ~ 140 единиц. Из рис. 2 видно, что при удалении от паза примерно на расстояние 2000 мк (до BB') микротвердость значительно уменьшается и приближается к значениям H_2 недеформированного состояния образца.

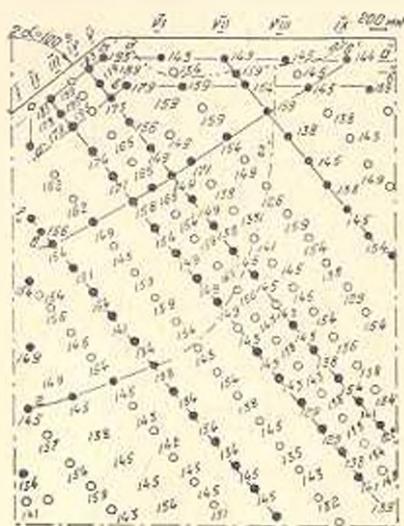


Рис. 2. Картина распределения микротвердости по осевому сечению цилиндрического образца, в районе отпечатка клиновидного индентора.

характеризующая распределение физико-механических параметров в экспериментальном участке, образованном сечением AA (рис. 1), т. е. в плоскости перпендикулярной рассмотренной экспериментальной плоскости (рис. 2.) Кривая составлена на основании статистической обработки результатов измерений по 9 рядам, перпендикулярным ребру CC (рис. 1). Из рис. 3 видно, что изменение H_2 происходит по нисходящей кривой, а наклепанная зона распространена вглубь образца вплоть до ~ 2500 мк. Существенных изменений H_2 не наблюдается. В начале статьи была описана методика определения H_2 , $\Delta a/a$, ϵ_{II} и ϵ_B в зависимости от степени деформации исследуемой стали. Эти данные использованы при составлении рис. 3. Вначале, используя корреляционную зависимость „ H_2 — ϵ “, были определены значения ϵ относительно точек кривой, характеризующихся абсциссами 200, 800, 1600, 3200, 4000. Далее соответственно полученным значениям ϵ были вычислены величины $\Delta a/a$ и ϵ_B , при этом использовались корреляционные зависимости „ ϵ — ϵ_{II} “ и „ ϵ — $\Delta a/a$ “ („ ϵ — ϵ_{II} “). Все эти данные представлены на рис. 3. Таким образом, создана возможность наблюдения за ходом изменений всех представленных физико-механических характеристик, по мере приближения ко дну паза (CC). Как видно из рис. 3 в результате внедрения индентора, в максимально деформированных участках исследуемой стали ϵ_B превы-

шается к значениям H_2 недеформированного состояния образца.

На рис. 3 представлена кривая



Рис. 3. Характер изменения свойств малоуглеродистой стали, обусловленного внедрением клиновидного индентора, с углом при вершине $2\alpha = 100^\circ$.

сил более чем в два раза исходное значение. Δa достигло $0,7 \times 10^{-3}$ (т. е. до 14 кг/мм^2), а микротвердость — $\sim 190 \text{ кг/мм}^2$, т. е. более чем на 45% выше исходного значения H_a ($\sim 130 \text{ кг/мм}^2$). В то же время степень деформации образца, даже в максимально упрочненных участках, оказалась сравнительно не высокой. Как видно из рис. 3. $\epsilon_{\text{макс.}} = 10^0\%$. Таким образом, при испытаниях на твердость методом вдавливания клинового индентора, физико-механические характеристики испытываемой стали ферритного класса претерпевают, в очаге деформации, существенные изменения. С полученными результатами полностью согласуются сведения, выявленные ранее [2, 5], при применении сферических, конических и пирамидальных инденторов.

Из изложенного следует, что для повышения точности измерений в расчетные формулы по определению твердости металлов методом вдавливания должны вводиться коэффициенты, учитывающие степень и характер наклеиваемости испытываемых материалов. Приведенные характеристики очагов деформации должны учитываться при проектировании новых видов инденторов, режимов испытаний и расчетах возможной (достижимой) точности оценки твердости. При этом необходимо иметь в виду, что чем меньше степень деформации (в среднем) в очаге, чем меньше ее распространенность и чем более однородно распределены в нем физико-механические характеристики стали (ϵ , H_a , Δa и др.), тем выше достижимая точность получаемых чисел твердости.

ЦНИИФТИ

АН Армянской ССР

Поступило 14.1.1965.

Г. А. САРАՅԱՆ

ՀԱՎԱՍՏԱՐԱՆՈՂՐ ՍԵՓԻ ՆԵՐՊԵՄԱՆ ՀԵՏԵՎԱՆՔՈՎ ՄԱՍԿՈՓՎԱՅ
ՍԱԿԱՎԱՅԻՆԱՆՆԱՅԻՆ ՊՈՂՊԱՏԻ ՖԻԶԻԿԱ-ՄԵԿԱՆԻԿԱԿԱՆ ԲՆՈՒԹԱԳՐԵՐԻ
ԿՈՐՐԵԼԱՑԻԱՆ

Ս. Վ Փ Ո Փ Ո Ւ Վ

Սույն աշխատանքում բերված են ստիպամոխածնալին պողպատի ($C \approx 0,1\%$) տարրեր ֆիզիկա-մեխանիկական բնութագրերի փոփոխության բնույթի հետազոտման արդյունքները, երբ այն պնդացված է կոշտ պրիզմայաձև ժարմնի (Հավասարակողմ սևոյ) ներդրման հետևանքով: Բերված են տվյալների ղեֆորմացիայի օջախում սկսվող առարկայաբանության բնութագրերի, միկրոկարծրության առկալին (լոկալ) ղեֆորմացիայի փերաբերյալ, ինչպես նաև կորեյացիոն կախվածություններ, որոնք լույս են սփռում նույն կառուցվածքի փոփոխությունների (խախտումների) վրա և վերջին տալիս լուծել որոշակի դործնական խնդիրներ:

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. *Attlinger M. C.* Hardness testing method for small cylindrical workpieces. *Ind. Diamond Rev.*, 7, s. 264, 1947.
2. *Саркисян Д. А.* Исследование характера упрочнения малоуглеродистой стали методом ступенек наклепываемости. *Изв. ВУЗ (черная металлургия)*, Металлургиздат, 2, 103, 1962.
3. *Курдюмов Г. В., Лысак Л. И.* О природе размытости интерференционных линий на рентгенограммах отпущенного мартенсита, *Журн. технической физики*, т. XVII, вып. 9, 993, 1947.
4. *Саркисян Д. А.* О связи трещин в холоднодеформированной малоуглеродистой стали с микротвердостью и остаточными напряжениями II рода. *Изв. АН АрмССР*, т. XII, серия ТН, № 6, 1959.
5. *Саркисян Д. А.* Твердость металлов и вопросы точности ее оценки. „Промышленность Армении“, № 5, 1965.