EAN'94

32th Conference of Experimental Stress Analysis
32. konference o experimentální analýze napětí
30. 5. - 2. 6. 1994 VŠST Liberec Czech Republic

STAV ZBYTKOVÉ NAPJATOSTI V LASEROVĚ PŘETAVENÉM POVRCHU OCELI

RESIDUAL STRESS STATE OF LASER SURFACE MELTED STEEL

Králová R.

In this contribution we deal with x-ray measurement of depth distribution of residual stresses in the surface of laser irradiated low carbon steel. Single parallel tracks were remelted with different scanning velocities and residual stresses in the longitudinal and transverse direction were measured after successive removal of layers. The interpretation of our results considers the influence of the plastic deformation, due to the thermal expansion and the volume changes due to the phase transformations, on the origin of the residual stresses.

Úvod

Laserová technologie tepelného zpracování je technologií vysoce efektivní a perspektivní. V řadě aplikačních případů umožňuje realizovat velmi aktuální problém přechodu od objemových technologií k technologiím povrchovým a lokálním. Jedním ze způsobů vytváření povrchových vrstev s definovanými fyzikálními a mechanickými vlastnostmi je tepelné zpracování mající charakter programového ohřevu, natavení a následného ochlazení.

Využití laserového záření v režimu natavení povrchu vede, v důsledku velkých teplotních gradientů, objemových a strukturních změn, ke vzniku zbytkových napětí v přetavené vrstvě. Zbytková napětí silně ovlivňují mechanické vlastnosti povrchové vrstvy jako je mez únavy, odolnost proti opotřebení a vznik trhlin. Proto analýza stavu zbytkové napjatosti je důležitá v takovýchto laserových aplikacích.

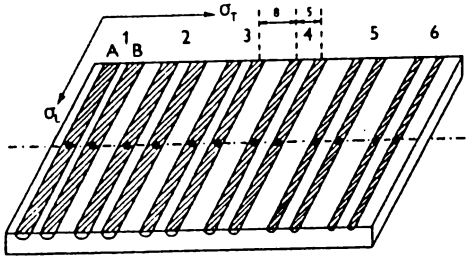
Hodnoty a rozložení zbytkových napětí v přetaveném povrchu závisí na řadě faktorů. Patří k nim druh materiálu, výkon laseru, rychlost posuvu vzorku vůči paprsku laseru nebo i na vzdálenosti mezi jednotlivými stopami [1,2,3,4]. Cílem práce byla analýza hloubkového rozdělení zbytkových napětí ve stopách vzniklých přetavením při různých rychlostech posuvu vzorku vůči paprsku laseru.

Příprava vzorků

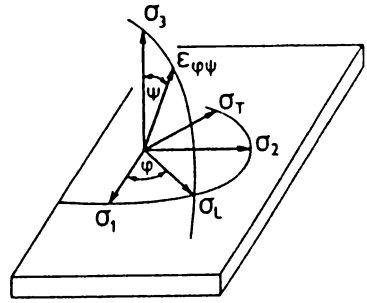
Vzorky ve tvaru destiček o rozměrech (80x50x5) mm^3 z oceli ČSN 11373 byly oboustranně broušeny a poté žíhány ve vodíku při teplotě 650 °C po dobu 4 hod a pomalu ochlazovány až k teplotě 150 °C. Pro natavení stop byl použit kontinuální CO_2 laser s těmito parametry: maximální výkon 2kW, ohnisková délka 200mm, vzdálenost ohniska pod povrchem 15mm.

Na povrchu vzorku bylo vytvořeno 6 dvojic přetavených stop (A a B, obr.1) lišící se navzájem rychlostí posuvu vzorku vůči paprsku laseru v : 4,2; 4,2; 8,3; 12,5; 25 a 50 $mm\,s^{-1}$.

Odpovídající šířky stop činily: 3,4; 3,4; 2,8; 2,4; 2,0; 1,3 mm.



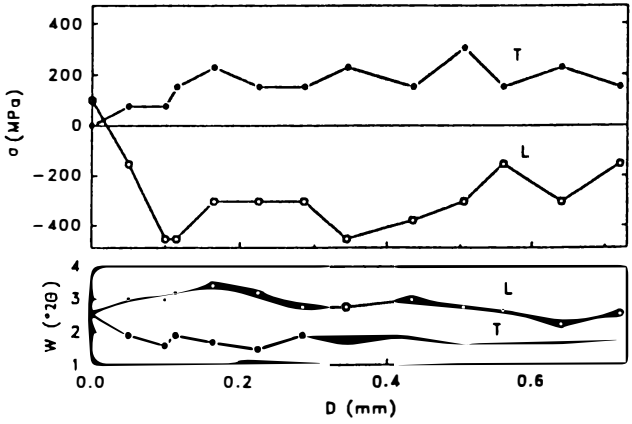
Obr. 1



Obr. 2

Metoda měření

K měření byla použita rentgenografická tenzometrická metoda jedné expozice se zářením CrK_α [5]. Velikost ozářené plochy cca 1,5 mm^2. Výpočet napětí vycházel z naměřených změn mezirovinných vzdáleností d_{211} systému krystalografických rovin {211} za předpokladu rovinného stavu napjatosti. Napětí byla stanovena ve směru stopy (σ_L) a ve směru kolmém na stopu (σ_T) po postupném odleptávání vrstev tloušťky desítky μm. Orientace σ_L a σ_T vzhledem k hlavním napětím σ_1 a σ_2 v povrchu vzorku a směr měřené deformace $\varepsilon_{\varphi\psi}$ jsou znázorněny na obr.2.

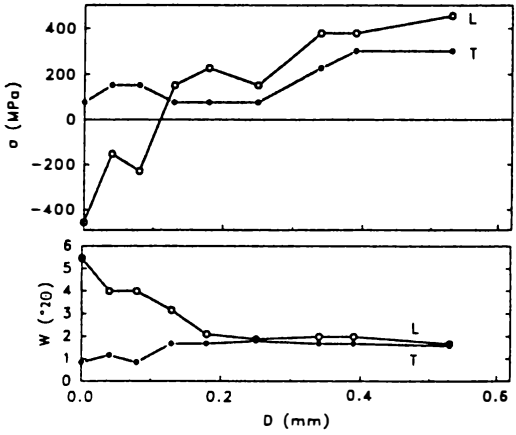


Obr. 3

Výsledky měření

Měření různých autorů ukazují, že znaménko a hodnoty zbytkových napětí závisí podstatnou měrou na druhu materiálu a podmínkách experimentu. Tak v případě kdy při kladení stop dochází k jejich překryvu, byla zjištěna tahová napětí s maximální hodnotou na povrchu [3,6]. Jestliže přetavené stopy jsou odděleny nepřetavenou oblastí, byla na jejich povrchu u různých materiálů naměřena jak tlaková tak tahová napětí [4].

Z výsledků našich měření vyplývá, že jak na přetaveném povrchu tak pod povrchem stav zbytkové napjatosti silně závisí na rychlosti posuvu vzorku vůči paprsku laseru, při jinak konstaních experimentálních podmínkách. Při malých rychlostech v jsou povrchové hodnoty σ_L kladné, ale převážná část objemu přetavené stopy je pod vlivem tlakových napětí, jak je uvedeno na obr.3 pro $v = 4{,}2$ mm s^{-1}. S rostoucí rychlostí v přecházejí povrchová tahová napětí do záporných hodnot s maximem při $v = 25$ mm s^{-1}. Tlaková zbytková napětí zasahují do určité vzdálenosti pod povrchem a poté se mění v tahová. Velikost podpovrchové oblasti, která je pod vlivem tlakových napětí, závisí rovněž na v. Na obr.4 je vynesena závislost σ_L na vzdálenosti od původního povrchu D pro stopu 4, které odpovídá $v = 25$mm s^{-1}.



Obr. 4

Na rozdíl od σ_L, která mění v přetaveném objemu znaménko, jsou napětí ve směru kolmém na stopu σ_T v této oblasti kladná a to při všech rychlostech v. Velikost σ_T se pohybuje v rozmezí 0 až 380 MPa s minimální hodnotou na povrchu.

Ke vzniku zbytkových napětí v laserově přetaveném povrchu přispívají dva mechanismy [6], (i) plastická deformace jako důsledek teplotní roztažnosti, (ii) objemové změny v důsledku fázové transformace.

ad(i) Materiál v přetavené stopě je ochlazován velkou rychlostí z teploty tání na pokojovou teplotu. Povrchové a podpovrchové (vnitřní) vrstvy se smršťují různou rychlostí. Vnitřek roztavené oblasti se ochlazuje rychleji, neboť teplo je rychleji odváděno do objemu kovu, který se nachází na pokojové teplotě. Po jisté době se rozdíly platickým tečením

vyrovnají a protože povrch má vyšší teplotu než vnitřek, bude jeho kontrakce během ochlazování větší. Výsledným efektem budou tahová napětí na povrchu.

ad(ii) Jestliže v materiálu dochází k fázové transformaci jako je martenzitická transformace, vnitřek se transformuje v průběhu ochlazování jako první, protože dosáhne dříve transformační teploty a zvětší svůj objem. Povrchové vrstvy, složené z austenitu, se deformují plasticky, aby se přizpůsobily této objemové změně. Po jistém čase nastane martenzitická přeměna i v povrchové vrstvě avšak zvětšení objemu brání již ztuhlý vnitřek a výsledný stav se vyznačuje tlakovými napětími na povrchu.

Naměřené hodnoty zbytkových napětí σ_L a jejich rozložení v přetavených stopách ukazují, že oba mechanismy se uplatní v různých částech přetaveného objemu. Vliv martenzitické transformace na vznik tlakových napětí potvrzují i vyšší hodnoty pološířky W difrakční linie {211} v těchto oblastech (obr.3 a 4). Vzhledem k tomu, že zkoumaná ocel obsahuje pouze malé procento uhlíku (0,15 váh.%), bude produktem martenzitické přeměny dislokační martenzit (lath martensite), jehož substrukturu tvoří spleť dislokací [7]. Zvýšená hustota dislokací se projeví zvětšením pološířky difrakční linie W.

Přisoudíme-li oblastem s tlakovými zbytkovými napětími převládající vliv martenzitické přeměny, lze říci, že tento vliv má anizotropní charakter a projevuje se pouze ve směru postupujícího laserového paprsku. Ve shodě s tímto zjištěním jsou pološířky difrakční linie {211} naměřené ve směru podélném a ve směru kolmém na stopu. Hodnoty W ve směru kolmém na stopu jsou menší než ve směru podélném a mnohem menší než W odpovídající oblastem s tlakovými napětími (obr.3 a obr.4).

Literatura

1. Y.S.Yang, S.J.Na, Surf.Coat.Technol.**42**,165(1990).
2. B.A.VanBrussel, J.Th.M.De Hosson, Mater.Sci.Eng.A **161**,83 (1993).
3. R.Králová, Mater.Sci.Eng.A **174**, L51 (1994).
4. R.Králová, J.Mater.Sci.Lett. **12**,1951 (1993).
5. I.C.Noyan, J.B.Cohen, Residual Stress, Springer-Verlag, New York, 1987.
6. M.R.James, D.S.Gnanamuthu, R.J.Moores, Scripta Met.**18**,357(1984).
7. Z.Nishiyama, Martensitic Transformation, Academia Press.NewYork-San Francisco-London 1978, eds.M.E.Fine, M.Meshii, C.M.Wayman.

Rudolfa Králová, RNDr, CSc
Fakulta jaderná a fyzikálně inženýrská ČVUT
Břehová 7, 115 19 Praha 1
Telefon: 85762414
E-mail: kralova@troja.fjfi.cvut.cz