

激光快速熔凝原理及应用

胡壮麒 葛云龙 师昌绪^一

(中国科学院金属研究所)

前言 激光快速熔凝以很高功率密度的激光束($\sim 10^7 \text{W/cm}^2$), 在很短的时间内($10^{-3} \sim 10^{-12} \text{s}$)与金属交互作用, 这样高的能量使金属表面局部区域很快加热到熔点以上, 使之熔化甚至气化, 随后借尚处于冷态的基体金属的吸热和传热作用, 使很薄的表面熔化层迅速凝固, 冷却速度可达到 $10^6 \sim 10^9 \text{K/s}$ 。

由于冷却速度的加快, 金属和合金的组织发生明显变化。偏析减轻, 甚至可制成无偏析特征的材料或非晶态, 亚稳固溶度加大, 或出现新的亚稳相, 扩大合金化的范围, 阻止有害相的析出, 从而提高强度和塑性, 提高耐蚀性和耐磨性。

1 激光快速熔凝的物理冶金原理

1.1 热流

激光快速熔凝时, 熔化层和基材金属层密切接触, 它的排热主要受热导控制, 由于凝固时间很短, 辐射的影响往往可以忽略, 这样就可以简单地采用傅里叶热传导方程进行热流的运算^[1]。假定激光束直径与熔池深度相比大得多, 又可近似地把这个热流过程看成一维单向传热, 忽略侧向热流^[2]。

传热过程中, 在表面温度恒定时, 被吸收的热量增大十倍, 而交互作用时间减少一百倍, 相应的熔池深度要减少十倍, 凝固速度和液相温度梯度各增加十倍, 最后导致冷却速度提高一百倍^[3]。影响冷却速度主要的两个因素是被吸收功率密度和有效交互作用时间, 前者越大越好, 后者越短越好^[4]。此外, 基材温度也影响冷却速度。降低基材温度, 可以提高冷却速度和凝固速度。

但激光束能量并非全部被金属材料所吸收, 其中一部分要反射, 而反射率又与功率密度、材料种类和表面状态等因素有关。在运算中假设不存在对流, 但实际上有时是存在对流的, 另外, 为了运算简便, 往往把热物理参数当作一个常数, 这也是与实际有偏离的。

1.2 分配系数

在一般铸件凝固时, 采用平衡分配系数 k_c , 它是固液界面处固相与液相中溶质原子浓度之比。如果把固相线和液相线近似地看作两根直线, 则 k_c 值是一个常数。如 k_c 值小于 1, 在凝固过程中溶质原子在固液界面处被排挤至液相中。在快速凝固时, 情况截然

^一 参加工作的还有高薇、姜明。

不同，固液界面以每秒几米的高速前进，固液界面上的溶质原子来不及在液相中扩散离开，来不及在固相和液相间为了维持平衡分配系数而进行交换，而被正在凝固中的固相捕获。像处理存在对流时的溶质原子平衡一样，不是平衡分配系数，而是存在一个有效分配系数，或称为非平衡界面分配系数，它是随对流程度强弱而变化的。在快速凝固时，由于无法建立平衡分配，也存在一个有效分配系数 k' ，它是和凝固速度密切相关的，Aziz^[5]提出：

$$k' = \frac{\beta + k_e}{\beta + 1}; \quad \beta = \frac{V\lambda}{D_i}$$

其中： V 为凝固速度； λ 为原子层间距； D_i 为界面处液相中的扩散系数，当 $V \rightarrow 0$ 时， $k' = k_e$ ；当 $V \gg D_i/\lambda$ 时， $k' = 1$ 。

β 值实际上反映固液界面前进速度与溶质原子在液相中从固液界面扩散出去的速度间的竞争。溶质原子如有足够时间扩散出去，则为平衡分配， $k' = k_e$ ；如无时间扩散出去，则 $k' = 1$ ，溶质原子全部捕获，或称无扩散凝固，或称无偏析凝固，或称无分配凝固；在两者之间称为溶质原子部分捕获， k' 在 k_e 和 1 之间。图 1 为硅中存在铋时， k' 与 β 之间的关系。

Baker^[6]也提出一个与 Aziz 类似的关系式：

$$k' = \frac{\beta + \ln k_e}{\beta + \frac{1}{k_e} \ln k_e \exp(-\beta)}$$

快速凝固有效分配系数还与结晶面有关(图 2)，(111)面有最大的 k' 值，这是因为(111)面有较大的过冷度。Spaepen 和 Turnbull^[7]认为，因为(111)的凸缘要比其他面的侧向生长速度大，因此较多的溶质原子被捕获。

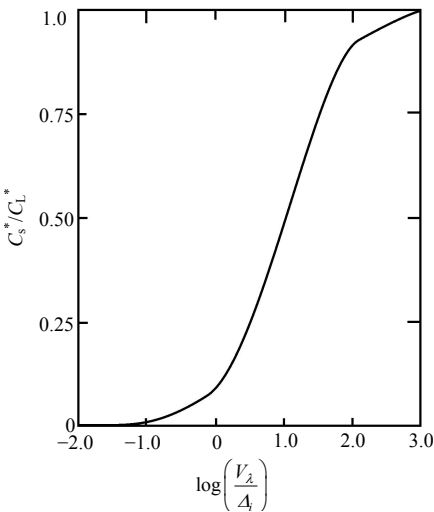


图 1 硅中存在铋时，快速凝固对有效分配系数的影响^[5]， $k_e = 7 \times 10^{-4}$

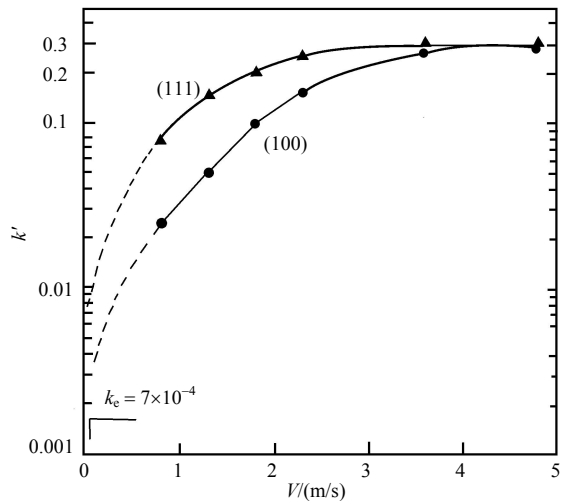


图 2 硅中离子注入铋溶质原子和经激光处理后不同结晶面的 k' 值

快速凝固时有效分配系数还和基体温度密切相关，如硅中离子注入铋和经激光处理后($1.4\text{J}/\text{cm}^2$, $1.5 \times 10^{-8}\text{s}$)，基体温度分别为 100K 、 300K 和 650K ，相应的 k' 值为 0.45 、 0.35 和 0.1 。

利用固相和液相的电阻差别，可测出固液界面前进的速度，即凝固速度。如硅在其熔点相变时，电阻差别可达 30 倍^[8,9]。有的试验测出，固液界面前进速度约为 2.8m/s 。

1.3 T_0 线

如前所述，快速凝固时发生溶质原子捕获，在固液界面处实际分配系数为 1 ，意味着溶质原子在固液界面处来不及进行再分配，现在就要探讨热力学上的可能性。

就像固相无扩散，液相中有有限扩散和无对流的凝固过程中的稳态生长阶段，在这个阶段固相的浓度就是合金的成分。

T_0 温度为固相和液相的克分子吉布斯自由能相等时的温度，把不同成分对应的各个温度连成一个轨迹，就称为 T_0 线。在相图上 T_0 线一定在固相线和液相线之间，这根 T_0 线标志着扩散凝固时液相组成和温度的最高极限。 T_0 线也是从热力学上衡量是否产生偏析的重要参数。我们可以把它划分为三个区域(图 3)。图 4 表示 I 区的凝固。温度 T 时，合金 C_0 可能生成成分在 C'_{sm} 和 C'_{sM} 之间的固相而降低自由能。可是 C_0 成分在 C'_{sm} 至 C'_{sM} 的区外，所以不可能稳态凝固。在 T_0 以上，液相的自由能比同样化学成分的固相的自由能低，因此生成的新相必须与液相的化学成分不同，即新相晶核的生成需要成分起伏。

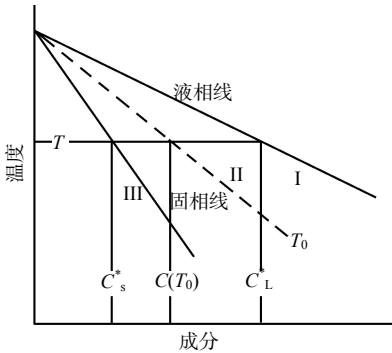


图 3 在相图上拍出三个凝固区的示意图

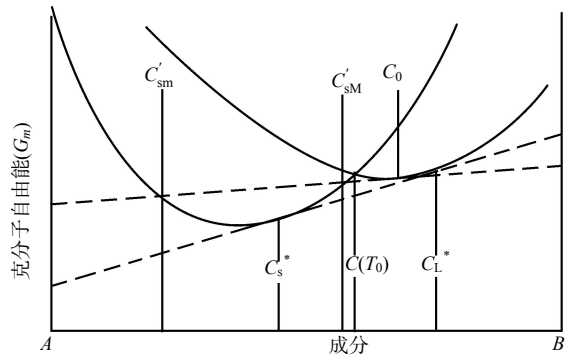


图 4 I 区的凝固

II 区凝固时， C_0 落在 C'_{sm} 和 C'_{sM} 之间，因此稳态凝固是可能的。合金进行稳态凝固时，溶剂 A 的化学势降低，溶质原子 B 的化学势增加。一种原子凝固时化学势的增加反映它不能独立地进行凝固，而只能参与致使系统总的自由能降低的凝固反应中去，这样一个范围能保证稳态凝固时自由能降低。把图 4 上某一温度下不同相成分具有不同的固相成分范围画在图 5 上，即为 $OABEP$ 线， $OABEP$ 线即为 $\Delta G = 0$ 的轨迹线，注脚 I、II、III 分别表示图 3 中的三个区，只有在 $OABEP$ 线内才能进行稳态凝固， OE 线表示 $\Delta\mu^A = 0$ ，而 PE 线表示 $\Delta\mu^B = 0$ 。根据亨利定律，得

$$\Delta\mu^B = \mu_s^B - \mu_L^B = RT \ln \frac{C_s C_L(eq)}{C_s(eq) C_L} = RT \ln \frac{k'}{k_e}$$

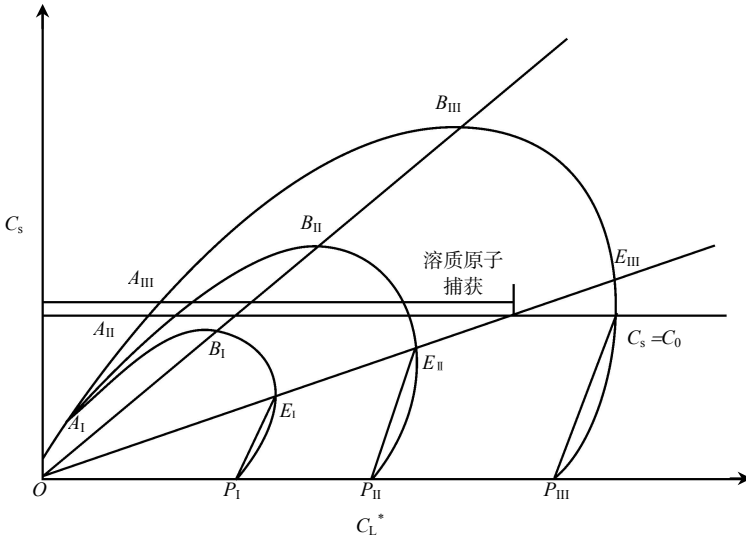


图5 不同温度时，液相成分的可能固相成分区

如要 $\Delta\mu^B = 0$, C_s/C_L 等于 k_e 是必要的, 由此知道 OE 线斜率为 k_e ; 高于 OE 线, $\Delta\mu^B > 0$; 低于 OE 线, $\Delta\mu^B < 0$ 。同理, 根据拉乌尔定律, $\Delta\mu^A$ 等于零的直线必定是经过平衡 E 点的 PE 线; 高于 PE 线, $\Delta\mu^A < 0$; 低于 PE 线, $\Delta\mu^A > 0$ 。

假如合金成分 (如图 5 中的 C_0), 在 I 区时, C_0 不在 $OA_1B_1E_1P_1$ 区内, 因此不能稳态凝固; 在 II 区时, C_0 处在 $OA_{II}B_{II}E_{II}P_{II}$ 区内, 因此能稳态凝固, 但是 C_0 高于 E 点, 因此生成固相是亚稳相, 会发生溶质原子捕获; 在 III 区时, 和 II 区一样, 稳态生长在热力学上是可能的, 不同的是生成的固相是稳定的, 在 OE_{III} 线以上, 会发生溶质原子捕获^[10]。捕获的热力学含义为析出的某相本身增加化学势。

快速凝固时, T_0 线也像固相线和液相线一样延伸^[11], 见图 6。

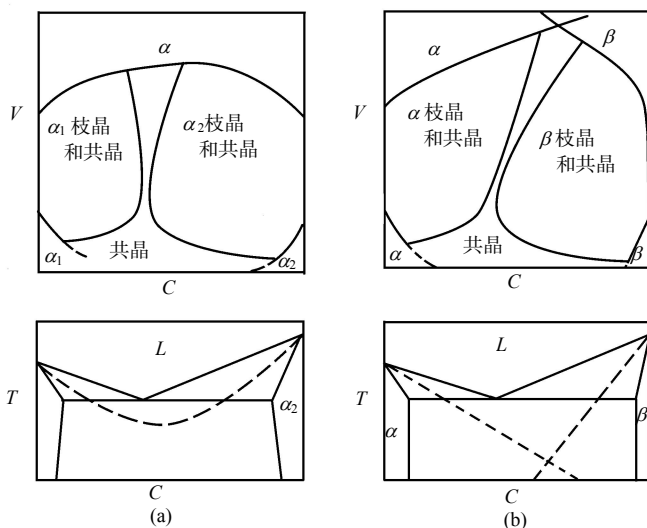


图6 三种不同形状的 T_0 线图

(a) T_0 线为一条连续曲线，生成连续固溶体；(b) 两条 T_0 线相切，不能形成连续固溶体；
 (c) 两条 T_0 线不相切，易生成非晶态

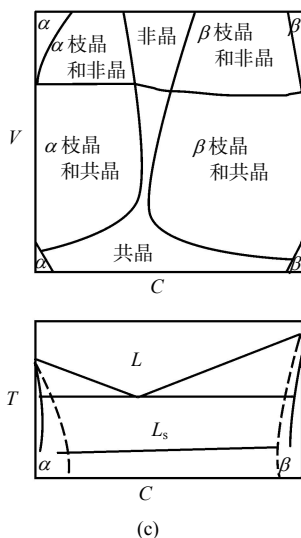


图6 三种不同形状的 T_0 线图(续)

图6(a)为Ag-Cu系，其 T_0 是一条连续曲线，因此它能在很大凝固速度下生成连续固溶体 α ；图6(b)中两条 T_0 线相切，如Al-Al₆Fe系，此时不能形成连续固溶体；图6(c)中两条 T_0 线不连续又不能相切，如Pd₇₃Si₁₂Cu₁₅-Pd₇Si₂系，这标志着在一个很大的成分范围内，不能无扩散凝固，液相向固相转变延伸到很低温度，无法结晶，在这种情况下，很容易生成非晶态^[12]。

T_0 线同样和固相线和液相线一样，通过合金热力学的运算完全可以计算出来。如Al-Si合金的结果列于表1中^[13]。

表 1 Al-Si 合金的 T_0 值

各线名称	温度/K	
	3%Si	6%Si
液相线 T_L	913	893
T_0	848	762
固相线 T_s	782	631
超冷时 T_0	484	398
超冷时 T_s	418	267

1.4 界面的稳定性

Tiller 和 Chalmers^[14, 15]等首先提出组成过冷理论, 单相二元合金在稳态无对流条件下其基本公式为

$$\frac{G_L}{V} = -\frac{m_L C_0 (1 - k_e)}{k_e D_L}$$

式中: m_L 为液相线斜率; k_e 为平衡分配系数; G_L 为固液界面处液相中温度梯度; D_L 为溶质原子在液相中的扩散系数; V 为凝固速度; C_0 为合金中溶质原子浓度。只有当固液界面形状因子 G_L/V 值大于某一特定值时, 固液界面才是稳定的, 才能平面凝固而不产生胞晶或树枝晶^[16-18]。快速凝固时, 人们发现上述理论已不适用, 因为此时, V 值很大, 按组成过冷理论, G_L/V 值越来越小, 更应该出现树枝晶, 但实际情况是快速凝固后, 固液界面反而稳定起来, 产生成分均匀的材料。根据组成过冷理论, 如在平界面是液相, 而且处于热力学平衡的状态, 则界面是稳定的。相反是固体, 界面是不稳定的, 但这样一种理论有缺陷。首先是单纯用平衡热力学的观点很难全面描述凝固的动力学变化过程; 其次在界面上引入局部曲率变化会增加整个系统的自由能, 凝固速度越大, 曲率半径越小, 造成的过冷越大, 在组成过冷理论中把这个因素忽略了, 为此 Тимкин^[19] 提出一个设想, 他想象在平界面上长出一个半球形的胞, 并且把相界张力考虑进去, 他认为界面向前运动的速度是和该处固相和液相的总热流有关, 如果平界面处总热流量大于半球形胞顶处的总热流量, 半球形胞不会向前生长, 界面是稳定的, 但是他的理论也具有两个不足之处, 一是假想的半球形胞是固定的, 不是任意的形状; 再次是这个半球形赤道处与平界面是不连续的, 因此界面上的溶质原子浓度是估计的。Mullins 和 Sekerka^[20-23] 提出了一个比较合理的模型, 同时考虑了溶质原子场和热场的统一, 考虑了固液界面是处于动平衡, 表面能是各向同性的和无对流, 他们认为在平的固液界面上有干扰而鼓包, 如果鼓包继续向前推进, 就形成胞状组织, 相反鼓包退萎, 就继续是平面凝固, 称之为绝对稳定理论, 其基本公式为

$$C_0 = \frac{k_e^2 T_M \Gamma V}{m_L (k_e - 1) D_L}$$

其中： T_M 为合金熔点； Γ 为毛细管常数，即表面能与单位体积潜热之比。

Cahn^[24]计算了Si-As和Si-Sb快速凝固时的界面稳定条件，现把Si-As的结果示于图7，从图可知，凝固速度缓慢时，可以组成过冷理论为准则，在图中左边这根直线下为平面凝固区；快速凝固时，应以绝对稳定理论为准则，在图中右边这根直线下为平面凝固区。

另外，在Al-Cu系^[25]、Al-Ag系^[26]、Al-Mn系^[26]、Si-In系^[27]，都进行了类似的计算，总结起来有下列几点应该注意：

- (1) 快速凝固时，表面张力的贡献总是起到稳定固液界面的作用。
- (2) 快速凝固时，溶质原子总是起到破坏固液界面稳定的作用。
- (3) 组成过冷理论表明： $G_L < 0$ 时，界面不稳定。但绝对稳定理论表明：如 G_s 足够大，能使 $k_s G_s + k_L G_L$ 总值是正值，界面也是稳定的， G_L 只影响组成过冷理论，见图8。
- (4) 平衡分配系数愈小，对绝对稳定区的平面凝固条件要比组成过冷区的苛刻困难。

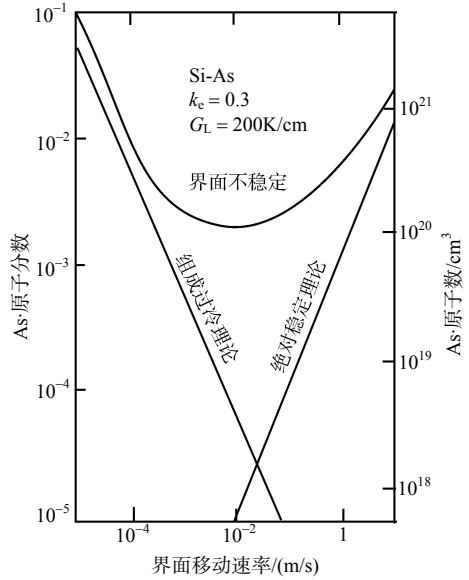


图7 凝固速度对平衡条件的影响

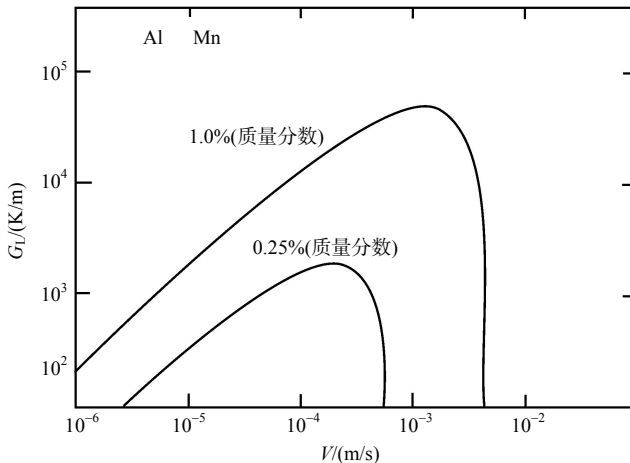


图8 凝固速度与液相中温度梯度和溶质原子浓度之间的关系

快速凝固时，宏观的扩散边界层 D_L/V 变得很小，如铜在铝中的 D_L 为 $5 \times 10^{-9} \text{m}^2/\text{s}$ ，如 V 为 10m/s ，则扩散边界层为几个埃，大约只有几个原子层，而固液界面前进的速度超过溶质原子在液相中的扩散速率，使在固液界面的局部平衡不起作用，就会发生完全的溶质原子捕获。

绝对稳定理论虽然已能应付快速凝固时的平面凝固条件，但尚在不断完善中，如在

这个理论中，忽略了凝固速度对分配系数的影响，在快速凝固时，过冷会影响凝固速度，从而改变热场，在绝对稳定理论中也把凝固速度看成为常数。此外在推导时，假定凝固界面是正弦波形，是否符合所有实际情况也是需要进一步证实的。

研究快速凝固时的热流，根本的目的是设法获得尽可能大的冷却速度。有了足够大的冷却速度，才能保证异常快的凝固速度，把溶质原子捕获在固液界面，提高非平衡界面分配系数，稳定固液界面，进入绝对稳定的无偏析特征的稳态凝固区。这是快速凝固时可扩大亚稳固溶度，减轻偏析，细化组织，阻止有害相析出的理论基础。

2 激光快速熔凝技术在材料科学中的应用

激光热源具有高能量瞬间($10^{-3}\sim 10^{-12}\text{s}$)作用和快速自身淬火的特性，可以对部件进行表面相变热处理或无成分变化的熔凝(上釉)与改变成分的激光合金化^[28]，前者可得到快速加热和淬火的相变硬化组织，后者则可在过热熔化的熔体内使高熔点相熔化，并在随之而来的快速冷却下获得均匀的成分和细化的显微组织，还会因合金成分和冷却速度之不同形成快冷条件下所特有的奇异的冶金组织和慢速凝固时所不存在的新型亚稳相，甚至非晶态组织。

在表面或局部区域的热处理、上釉，由于只对部件局部加热，可以显著节约能源，如有的部件真正需要改善的区域只占零件总重量的万分之一，同样，表面合金化又能节约很多贵重的材料。

下面以高能量钕玻璃脉冲激光器(20~70 J/脉冲，脉宽 3~8ms)所进行的几个实例说明激光快速熔凝工艺在材料科学研究和解决生产质量方面的应用。

2.1 激光快速熔凝对高 Mo、W 含量铸造镍基合金显微组织和耐蚀耐磨性能的影响

高 Mo、W 含量的(33%Mo、17%W)镍基铸造合金，是我们为美国某公司研制的一种有低膨胀系数、高弹性模量和耐盐酸腐蚀等特种工程性能的材料^[29-31]，因合金中难熔重元素含量很高，在熔炼和凝固中元素偏析严重，铸造组织粗大，大量富 Mo、W 的难熔第二相 $\alpha\text{-Mo(W)}$ 以自由结晶形态从液相离析(图 9)，它占合金体积的 20%，其主要组成 Mo 和 W，熔点高($>2800^\circ\text{C}$)，耐酸性很强，硬度比基体高一半。此外，还有相当数量以 Mo、W 为主要元素的 $\delta\text{-NiMo}$ 相和 M_6C 型碳化物。合金中难熔重元素 Mo、W 含量很高，富 Mo、W 的第二相数量很多，造成宏观和显微成分偏析较大。

对高 Mo、W 合金的激光快冷处理，其显微组织发生显著的改变^[32]，图 10 为激光熔化区与未熔化区边界，显微组织形貌形成明显差别，在激光熔区，大量高熔点相 $\alpha\text{-Mo(W)}$ 全部熔化，精细枝晶组织比普通铸态组织细化上千倍，而在熔区的不同部位，则由于温度梯度和冷却速度之差，分别形成胞状枝晶(图 11(a))、胞状晶(图 11(b))，在冷却速度最大处则接近为平面凝固组织。

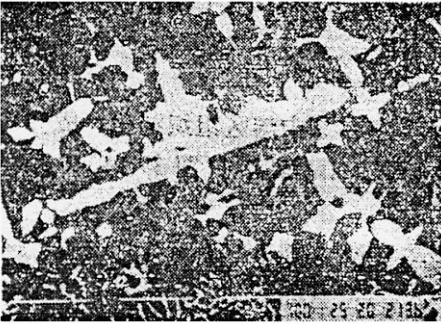
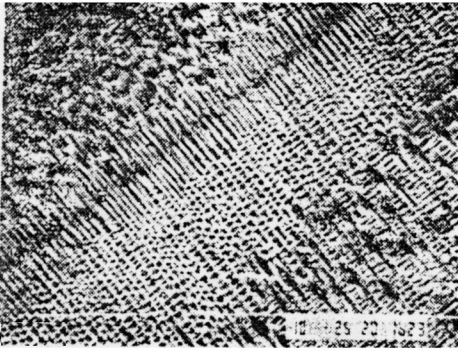


图9 高 Mo、W 合金的铸态组织



图10 激光熔区与未熔区边界形貌



(a)



(b)

图11 激光熔区内不同部位显微组织

(a) 胞状枝晶; (b) 胞状晶

熔区内成分的电子探针分析表明, 甚至熔点最高、扩散系数最小的元素 Mo、W 在整个熔区内分布很均匀, 与合金平均成分一致(图 12)。

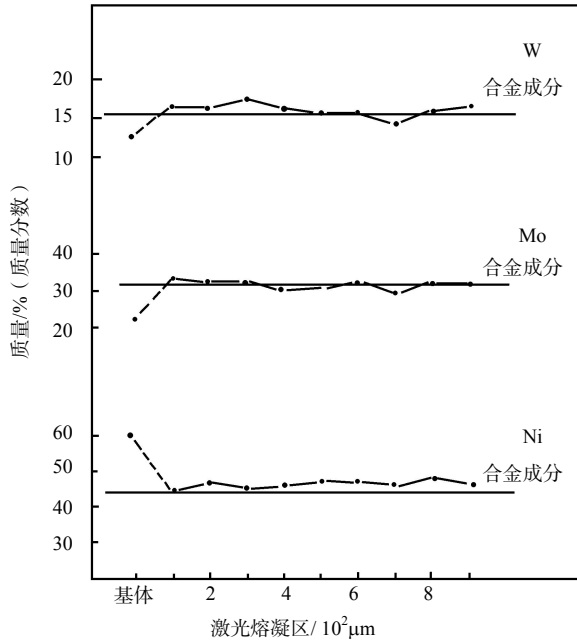


图 12 激光熔区内成分分布与合金平均成分比较

组织结构的变化直接影响合金的性能，在高 Mo、W 合金中熔区组织细化，成分均匀，使其显微硬度明显提高(图 13)，显著改善耐摩擦磨损、耐酸腐蚀(图 14)^[33]和在酸性介质中的耐磨蚀性能。

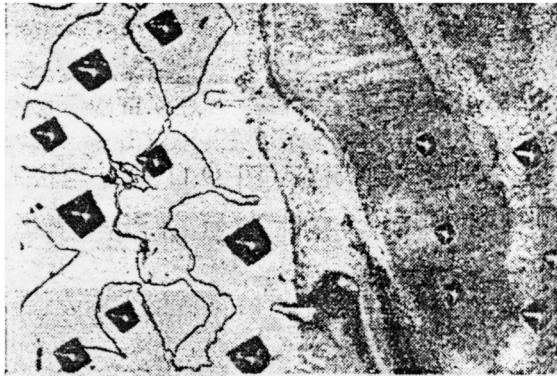


图 13 合金基体(白色)， α -Mo 相与熔区(右侧)硬度比较(显微硬度)

2.2 用激光快速熔凝消除高 Al、Ti 铸造镍基合金表面的 σ 相

镍基铸造高温合金中的 σ 相，粗大 $\gamma + \gamma'$ 共晶及形状不规则的 MC 型碳化物，往往是裂纹的萌生源，它将严重损害材料的持久、蠕变、疲劳强度和使用寿命。消除有害相和改善表面质量对确保零件的安全使用有重要意义。

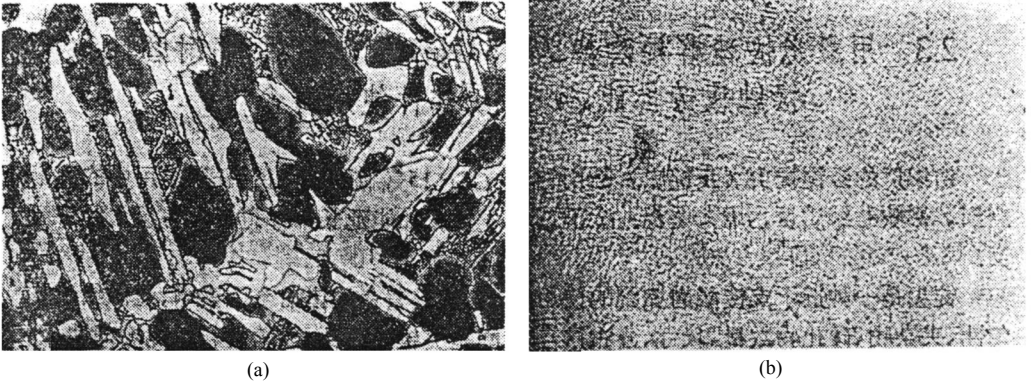


图 14 未激光处理区
(a)与激光处理区；(b)腐蚀组织

我们对一种新型合金($Al + Ti = 13.5\%$)的激光处理结果表明^[3-4], 铸态组织中粗大的 $\gamma + \gamma'$ 共晶, MC型碳化物, 以及 $\gamma + \beta$ 的包晶组织, 在激光熔区内都可以完全消除(图15)。

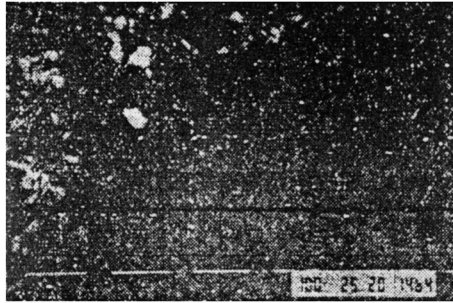


图 15 激光熔区与未熔区边界(金相)

激光熔区的组织稳定性很好。由于此合金中 Al、Ti 含量很高, 在铸态组织中就存在 σ 相, 950℃时效 18h 后针状 σ 相大量析出, 可是在激光熔区内时效 246h 仍无 σ 相析出。此外已经析出 σ 相的区域, 激光熔凝后再时效也不析出 σ 相(图16)。熔区内元素分布均匀, 偏析度最大的 Ti, 也基本均匀, 可见激光快冷对改变组织的优异作用。

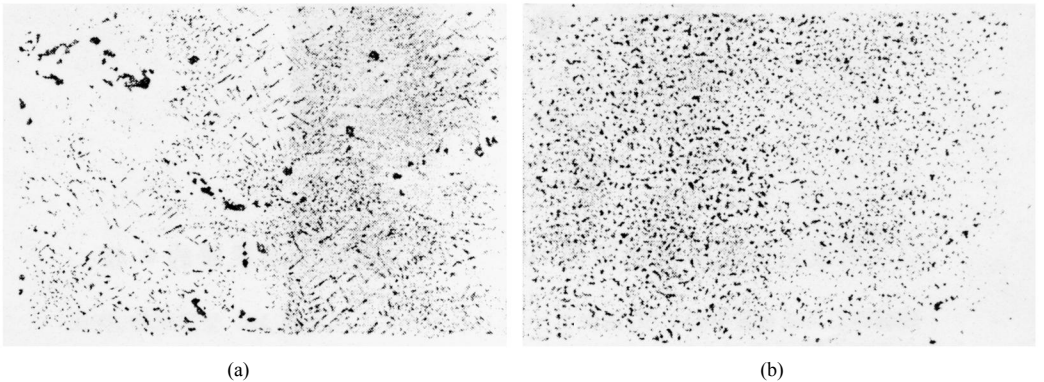


图 16 激光熔凝对 σ 相的影响
(a)未激光处理区时效后析出大量 σ 相；(b)激光处理区时效后无 σ 相析出

2.3 用激光快速熔凝改善 GCr15 轴承钢组织，提高耐磨性和接触疲劳性能、延长纺织部件使用寿命

纺织厂的纱锭锭尖(及锭底)是用轴承钢 GCr15 制造的，在长期使用中被逐渐磨损，影响纺纱质量，增大电耗。全国二千万支锭，如能延长部件寿命，有重大经济意义。

锭尖是一种近于点接触摩擦副的使用条件，影响其寿命的诸冶金因素中，显微组织均匀性、夹杂物、碳化物数量、尺寸、分布及合金硬度是关键。因此，改善材料组织均匀性、消除或细化夹杂物和碳化物，以提高接触疲劳性能，同时提高硬度和耐磨性是延长寿命的主要途径。

由于部件形状的特殊性，要求改善性能的部位仅在直径很小、深度很浅的薄层内，且一者在 300mm 长的零件尖部，一者在 15mm 深的凹坑内，若采用一般热处理工艺，不仅工序复杂，成本高，能量利用率低(需处理部分仅占整个零件重量的万分之一)，而且不可能根本改变先天的冶金缺陷。采用激光快速熔凝办法可以获得快冷的细化晶粒($\sim 5\mu\text{m}$)(图 17)、均匀的合金成分(表 2)，细化夹杂物和碳化物，并使硬度值提高，从而可改善材料的耐磨性能、各种轴承使用介质中的耐蚀性能^[35]。

表 2 扫描电镜能谱成分分析/(质量分数)

区域	试验点号	Si	Cr	Fe	Mn
处理区域	1	0.716	1.363	93.879	0.505
	2	0.439	1.373	93.925	0.616
	3	0.551	1.391	93.567	0.457
未处理区域	1	2.781	1.901	92.850	0.596
	2	0.544	1.485	94.269	1.088
	3	17.963	1.013	76.461	—

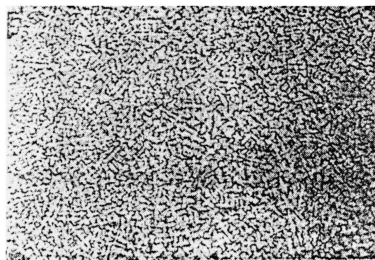


图 17 激光熔区内的细化组织

2.4 激光快速熔凝的其他应用

2.4.1 表层或局部合金化

很多工业部件在实际应用中对材料内部和表层或零件不同部位有不同要求，如一些零件要求具有良好的整体塑性，而表面要求很高硬度和耐磨或耐蚀性，有的只要在局部区域有较高耐磨或耐蚀性，为此可用表面或局部合金化办法，在激光熔化同时加入不同

的合金化元素以满足其特定的性能要求，与整体改变零件材料相比，这无疑是简便又廉价的有效措施。

2.4.2 表层或局部涂敷与激光熔凝复合工艺

现代表面技术的发展已有很多有效的表面涂敷新技术，如火焰喷涂、等离子喷涂、离子注入、表面渗层、化学或物理沉积等，但有时会出现涂敷层本身不够致密或与基材结合不牢等缺点，若在各种涂层以后加之以激光熔凝处理，则可大大改善涂层本身组织状态及其与基材的结合强度，从而使涂敷效益得以充分发挥，在航空发动机叶片渗铝之后经激光熔凝处理的研究结果表明，不仅显著改善渗层质量，还能消除因渗铝导致的在渗层下面析出的有害针状相(图 18)。

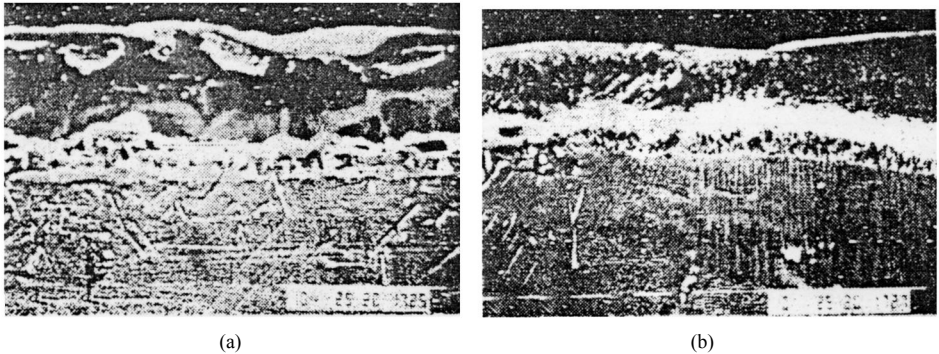


图 18 激光熔凝处理
(a) 渗层下大量针状 μ 相；(b)处理后无 μ 相(右侧)

2.4.3 激光补焊

有些重要部件(如发动机叶片)完成最终机加工后,发现有各种表面缺陷(如表面疏松、表面大晶粒等)可采用激光补焊或表面熔凝处理办法消除表面缺陷挽回报废的零件(图 19),这在工厂生产中具有很大的经济意义。

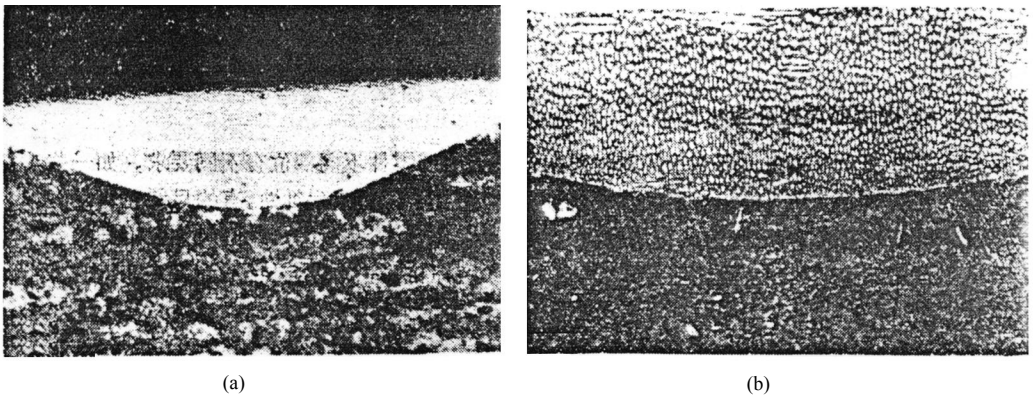


图 19 激光补焊或表面熔凝处理
(a) 激光焊合区形貌；(b) 熔区与未熔区边界^[36]

2.4.4 激光微晶的研究

微晶技术(晶粒度 $0.1\sim 10\mu\text{m}$)是当前材料科学中十分活跃的新兴领域,微晶材料的优越性已充分表现在超塑性成型,提高强度、疲劳寿命等各方面,但微晶粉末制取及其零件成型过程还有很多技术和经济上的难度有待解决,而采用激光表面熔凝工艺可以较方便地实现零件表层的微晶化。如在发动机叶片材料 GH220、GH49 镍基合金中我们得到的晶粒度为 $2\sim 3\mu\text{m}$ (图 20)。如此细微的组织必然显著改善合金的抗氧化和冷热疲劳性能。国外已有整个叶片表面作激光处理和用激光制造航空发动机涡轮盘的报道。随着激光技术的广泛应用和深入的研究工作的开展,激光微晶化将显现其优越性和美好前景。

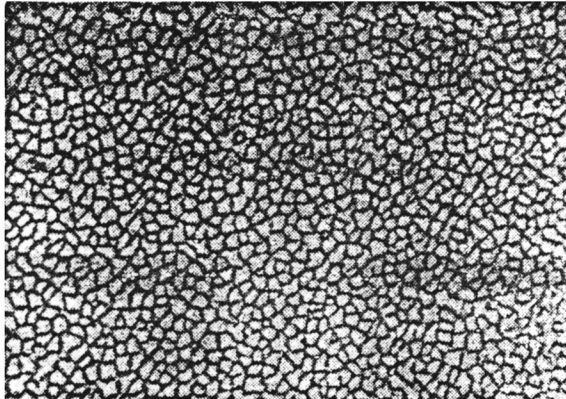


图 20 激光快冷后的胞状组织

3 结语

快速凝固时冷却速度非常大,使组织结构发生很大的变化。

(1) 减轻偏析程度,提高合金的初熔温度,当冷却速度足够大时,可获得无偏析特征的平面凝固组织,甚至非晶态组织。

(2) 在激光快速熔凝时,大块的高熔点相(如碳化物)和有害相(如 σ 、 μ 等 TCP 相)也可固溶进去而不再析出。

(3) 快速凝固时,可扩大亚稳固溶度,形成新的亚稳相^[37~40]。晶粒大大细化,达到 $0.1\sim 10\mu\text{m}$ 。

由于快速凝固后组织结构的变化,形成相应的快冷材料性能显著改善,如提高强度^[41~45]、提高塑性^[43]、改善耐蚀性^[46]、提高硬度和耐磨性^[47~50]、改善磁性^[41]、提高触媒效率^[51]、阻止晶粒长大等^[52]、激光快速熔凝还能改善表面质量和消除表面气孔^[53]。

激光快速熔凝在高温合金中的应用,虽然只是很短历史,但已取得颇有吸引力的进展^[54, 55]。

在积极推广激光技术在材料科学诸领域中应用的同时,对激光快冷产生的奇异显微组织及一系列金属学问题进行深入的研究,探索和发展具有特殊性能的新材料是很有益的。

参 考 文 献

- [1] Harrach R J. Industrial applications of high power laser technology. SPIE, 1976, 86: 131
- [2] Mehrabian R. International Metals Reviews, 1982, 27(4): 185
- [3] Hsu S C, Chakravorty S, Mehrabian R. Metall. Trans, 1978, 9B: 221
- [4] Strutt P R, Lewis B G, Kear B H. Rapidly solidified amorphous and crystalline alloys. *In*: Kear B H, Giessen B C, Cohen M. Proc. of MRS Annual Meeting, Boston, North-Holland, 1982. 485
- [5] Aziz M J. J. Appl. Phys., 1982, 53: 1158
- [6] Cahn J W, Coriell S R, Boettinger W J. Laser and electron beam processing of materials. *In*: White C W, Peercy P S. Academic Press, 1980. 89
- [7] Spaepen F, Turnbull D. Laser annealing in semiconductors. *In*: Poate J M, Mayer J W. New York: Academic Press, 1982. 15
- [8] Mayer J W, Fastow R, Galvin G, Hung L S, Nastasi M, Thompson M O, Zheng L R. Metastable materials formation by ion implantation. *In*: Picraux S T, Choyke W J, Proc. of MRS Annual Meeting, Boston, North-Holland, 1982. 125
- [9] Thompson M O, Galvin G J, Mayer J W, Hammond R B, Paulter N, Peercy P S. Laser and electron-beam interactions with solids. *In*: Appleton B R, Celler G K. Proc. of MRS Annual Meeting, Boston, North-Holland, 1982. 209
- [10] Baker J C, Cahn J W. Solidification. ASM, Metals Park, Ohio, 1971, 23
- [11] Giessen B C, Willem R H. Phase diagrams. Materials Science and Technology. III, 1970, 104
- [12] Boettinger W J. Rapidly Solidified amorphous and crystalline alloys. *In*: Kear B H, Giessen B C, Cohen M. Proc. of MRS Annual Meeting, Boston, North-Holland, 1982. 15
- [13] Mehrabian R. Rapid solidification processing, principles and technologies. *In*: Mehrabian R, Kear B H, Cohen M. Proc. of Int. Conf. on Rapid Solidification Processing, Reston, Baton Rouge, Claitor's Publ. Div., 1978. 9
- [14] Rutter J W, Chalmers B. Can. J. Phys., 1953, 1: 15
- [15] Tiller W A, Jackson K A, Rutter J W, Chalmers B. Acta Met., 1953, 1: 428
- [16] Walton D, Tiller W A, Rutter J. W, Winegard W C. Trans. AIME, 1955, 203: 1023
- [17] Hunt M D, Spittle J A, Smith R W. The solidification of metals. Iron and Steel Inst. Publ, 1968, (110): 57
- [18] Coulthard J O, Elliott R. The solidification of metals. Iron and Steel Inst. Publ, 1968, (110): 61
- [19] Тимкин Д Е, ДАН. СССР, 1960, 133: 174
- [20] Mullins W W, Sekerka R F. J. Appl. Phys. 1963, 34: 323; 1964, 35: 444
- [21] Sekerka R F J. Phys. Chem. Solids. 1967, 28: 983
- [22] Sekerka R F J. Crystal Growth. 1968, 3: 71
- [23] Sekerka R F J. Appl. Phys. 1965, 36: 264
- [24] Cahn J W. Rapid Solidification
- [25] Flemings M C. Segregation and structure in rapidly solidified cast metal. 1981 Bilateral USA-China Metallurgical Conference. Beijing. 1981
- [26] Schaefer R J, Coriell S R, Mehrabian R, Fenimore C, Biancaniello F S. Rapidly solidified amorphous and crystalline alloys. *In*: Kear B H, Giessen B C, Cohen M. Proc. of MRS Annual Meeting, Boston, North. Holland, 1982. 79
- [27] Narayan J. Laser and electron-beam interactions with solids. *In*: Appleton B R, Celler G K. Proc. of MRS Annual Meeting, Boston, North-Holland, 1982. 141
- [28] 葛云龙, 胡壮麒, 高薇. 物理, 1984, 10(2): 385
- [29] Ge Yunlong, Wang Jingyun, Shih Changhsu. Pract. Met., 1982, 19: 561
- [30] Ge Yunlong, Hu Zhuangqi, Shih Changhsu. Pract. Met., 1984, 21: 42
- [31] 葛云龙, 安青. 化工机械, 1983, 10(2): 58
- [32] 葛云龙, 胡壮麒, 高薇, 师昌绪. 金属学报, 1984, 20: A 71
- [33] 葛云龙, 安青, 高薇, 胡壮麒. 中国腐蚀与防护学报, 1984, 4: 218
- [34] 葛云龙, 胡壮麒, 高薇, 姜明, 徐晓波, 李章, 师昌绪. 金属学报, 1984, 20: A 237
- [35] 葛云龙, 徐晓波, 朱梅, 王玉芬, 胡壮麒. 吉林工业大学学报, 1986, (4): 136
- [36] Chen M F, Ge Y L, Ye R Z, Hu Z Q. High Temperature Technology, 1985, 3: 29
- [37] Anantharaman T R, Luo H L, Klement Jr W. Nature, 1966, 210: 1040
- [38] Predecki P, Giessen B C, Grant N J. Trans. AIME, 1965, 233: 1438

- [39] Luo H L, Klement Jr W. J, Chem. Phys., 1962, 36: 1870
- [40] Ruhl R C, Cohen M. Acta Met., 1967, 15: 1959
- [41] Polk D E, Giessen B C. Metallic glasses. ASM, Metals Park, Ohio, 1976. 1
- [42] Davis L A, Ray R, Chou C P, O'Handley R C. Scripta Met., 1976, 10: 541
- [43] Moskowitz L N, Pelloux R M, Grant N J. Superalloys-processing. Proc. of the Second Int. Conf. Champion, Metals and Ceramics Information Center, 1972. Z Section
- [44] Singh H B, Copley S M, Bass M. Metall. Trans., 1981, 12A: 138
- [45] Hsu T R, J. of Testing and Evaluation, 1973, 1: 457
- [46] Panchanathan V, Tsai C L, Whang S. Rapidly solidified amorphous and crystalline alloys. *In*: Kear B H, Giessen B C, Cohen M. Proc. of MRS Annual Meeting, Boston, North-Holland, 1982. 137
- [47] Miller J E, Wineman J A. Metal Prog., 1977, 111(5): 38
- [48] Strutt P R. Mater. Sci. Eng., 1980, 44: 239
- [49] Young-Won Kim, Strutt P R, Nowotny H. Metall. Trans., 1979, 10A: 298
- [50] Montgomery R S. Wear, 1979, 56: 155
- [51] Brooks C S, Lemkey F D, Golden G S. Rapidly solidified amorphous and crystalline alloys. *In*: Kear B H, Giessen B C, Cohen M. Proc. of MRS Annual Meeting, Boston, North-Holland, 1982. 397
- [52] Olson G B, Ling H C, Montgomery J S, Vander Sande J B, Cohen M. Rapidly solidified amorphous and crystalline alloys. *In*: Kear B H, Giessen B C, Cohen M. Proc. of MRS Annual Meeting, Boston, North-Holland, 1982. 355
- [53] Gnanamuthu D S. Heat Treating, 1979, 11(9): 22
- [54] Breinan E M, Kear B H, Banas C M, Greenwald L E. Superalloys-metallurgy and manufacture. *In*: Kear B H, Muzyka D R, Tien J K, Wlodek S T. Proc. of the Third Intern. Symposium, Seven Springs, Baton Rouge, Claiborne's Publ. Div., 1976. 435
- [55] Snow D B, Breinan E M, Kear B H. Superalloys 1980. *In*: Tien J K, Wlodek S T, Morrow III H, Gell M, Maurer G E. Proc. of the Fourth Intern. Symposium, Champion, ASM, Metals Park, Ohio, 1980. 189