

鍛造ダイス用工具鋼表面のアーク溶融窒化による改質

北海道大学 大学院工学研究科

助手 松浦清隆

(平成 12 年度研究開発助成 AF-2000010)

キーワード：表面改質，耐摩耗性

1. 研究の目的と背景

鍛造ダイス用工具鋼は、高温での激しい繰り返し応力を受けるためにその機械的特性の要求はきわめて高い。特に、硬度や耐摩耗性は鍛造ダイス用工具鋼の最も重要な性質であり、これらの性質は工具鋼の性能や寿命を決定する因子である。本研究では、鍛造用ダイス鋼の表面硬度を改善するための簡便な方法を提案し、これによる改善の可能性について調査した。

2. 実験方法

本研究で用いた工具鋼の化学組成は 0.4wt%C-1.5wt%Si-1.5wt%Mn-3.0wt%Cr-2.0wt%Mo-1.0wt%V であった。直径 300mm の圧延丸棒から 30mm×30mm×20mm の直方体試料を切り出した。

図 1 のように、タングステン電極を用いてアーク放電し、工具鋼表面を溶融した。アーク電圧は 200V、アーク電流は 50A、放電時間は 1s および 10s の 2 種類とした。電極と工具鋼表面の間隔は 10mm とした。アーク放電中の時間および放電後の 10s の間、純窒素をシールドガスとして 20l/min の流量で溶融部に吹き付けた。このようにして、

溶融部に窒素を合金化することにより工具鋼の表面を硬化することを試みた。比較のために、同条件でアルゴンガスをシールドガスとして表面をアーク溶融した。

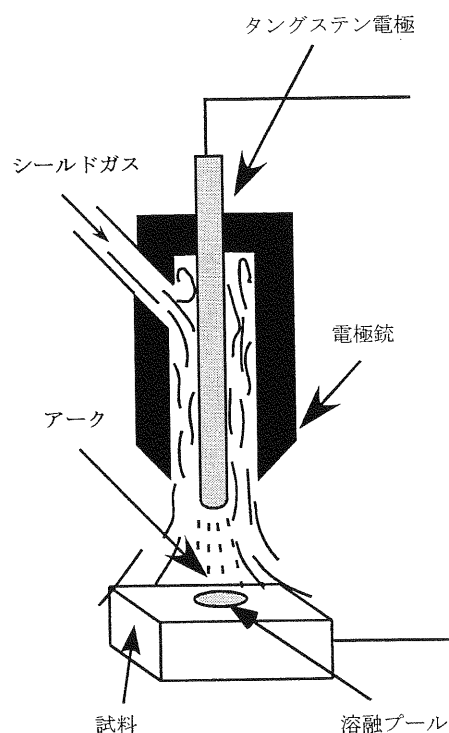


図 1 アーク放電による表面溶融法の模式図

アーク放電により表面溶融した工具鋼試料を、溶融面と直交する面で切断した。エメリー紙を用いて断面を研磨し、さらにバフ布を用いて鏡面仕上げした後、メタノール 2%硝酸溶液を用いて断面をエッチングし、金属組織を出

現させた。目視による金属組織の観察および光学顕微鏡を用いた微細組織の観察を行った。

また、アークによる熔融部およびその近傍の未熔融部に存在する物質の同定をするために X 線回折(XRD)分析を行った。また、同様の目的および化学成分の濃度を調査する目的で、熔融部と未熔融部間の界面を横切る直線上で X 線微小分析 (EPMA) を行った。

さらに、熔融部から未熔融部にかけての硬度分布を調査するために、界面を横切る直線上でピッカース硬度計を用いて硬度を測定した。このとき、加重を 0.5kg、負荷時間を 30s とした。

アーク熔融による熱影響の影響を除くため、表面熔融処理した試料を焼鈍した。このときの条件は、大気中において 1.7°C/s の速度で 850°C にまで加熱して 120s の間保持し、その後 1.3°C/s の速度で冷却した。

3. 結果と考察

3.1 金属組織

窒素ガス雰囲気中で表面熔融処理した試料の断面をエッチングして目視により観察すると、熔融部と未熔融部が明らかにコントラストが異なり、熔融部に近い未熔融部とそこから離れた未熔融部の間でもコントラストの違いが観察された。

上記試料のエッチングした断面を光学顕微鏡により観察結果を図 2 に示した。図 2 (a)には熔融部の組織を、図 2 (b)には熔融部直下の未熔融部の組織を、図 2 (c)には熔融部から遠く離れた工具鋼の組織を、それぞれ示した。

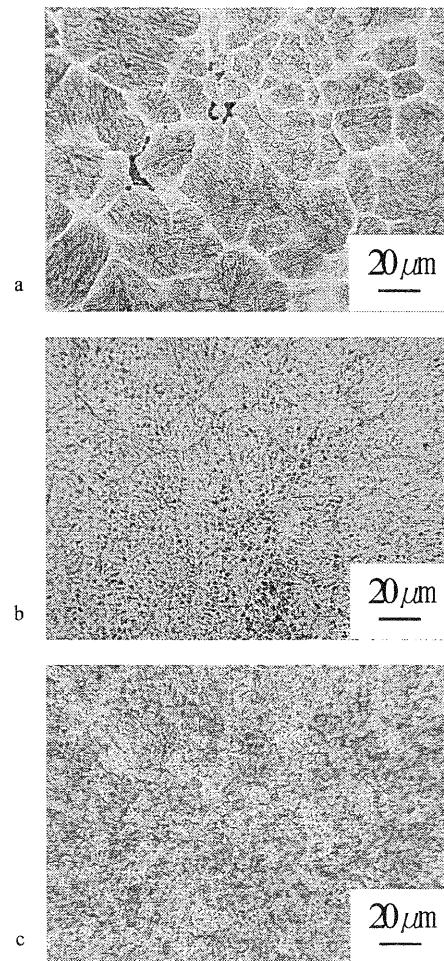


図 2 窒素ガス雰囲気中で 10s 間表面熔融した工具鋼試料の微細組織。(a) 熔融部、(b)熔融部直下の未熔融部、(c)熔融部から遠く離れた部分

図 2 (a)の組織は、図 2 (b)および(c)の組織と比べて粗く、直径約 20 μm のセル状デンドライトが認められるので、この部分では明らかに熔融してから凝固したものと判断できる。図 2 (b)では直径 20~30 μm の結晶粒で構成される組織が観察される。一方、図 2 (c)の工具鋼内部における結晶粒径は約 5 μm と小さい。それゆえ、図 2 (b)の部分では熔融はしなかったものの熔融部からの熱伝導により高温に加熱され、結晶粒成長が起こったものと判断される。

3.2 化学成分

XRD 分析の結果 α -Fe と Fe_3C が検出されたが、これは本工具鋼本来の構成物質であり、今回の表面溶融により新たに生成したものではない。しかし、EPMA 分析の結果、窒素ガス雰囲気中で 10s 間のアーク放電を施した試料の溶融部には濃度約 0.15mol% の窒素が検出された。未溶融部における窒素濃度は 0.05mol% 程度であったので、窒素雰囲気での表面溶融により、工具鋼が窒化されることが判明した。ただし、前述のように窒化物は検出されなかったため、窒素は鉄中に固溶したか、あるいは窒化物の形成があってもきわめて微量であると推察される。

3.3 ビッカース硬度

図 3 に試料断面における硬度分布を示した。表面溶融の雰囲気として窒素の他にアルゴンも用いたので、両方の結果を併せて示した。また、アーク放電時間については 1s と 10s の両方の結果を併せて示した。いずれの場合も、表面に近い部分で硬度が高くなった。溶融部から遠く離れた工具鋼の内部におけるビッカース硬度は約 200 であるのに対し、表面近傍では最高約 780 にも達した。硬化深さは、アーク放電時間が長くと深くなった。これは、溶融部の深さがアーク放電時間とともに増加するためであると推察される。一方、表面近傍の硬度は、アーク放電時間が長くと低くなった。これは、アーク放電終了後において溶融部が冷却される速度の違いにより理解される。すなわち、アーク放電時間が長いときは工具鋼試料全体が加熱されるので放電終了後の冷却は比較的遅いが、これに対して放電時間が短いときには試料の加熱は表面近傍に限定され試

料の大部分の温度は低いので放電後の冷却は速い。そのために、放電時間が短いときには溶融部に焼き入れ硬化が現れたものと理解される。

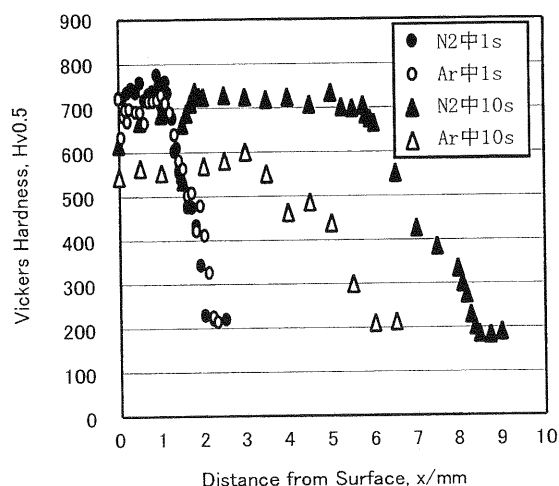


図 3 表面溶融試料の断面における硬度分布

図 3 においては、アルゴン雰囲気中で表面溶融した場合にも表面近傍の硬化があることが示されている。すなわち、窒素ガス雰囲気中で表面溶融した試料よりは硬度が低いものの、放電時間 1s のときには最高 720 まで、放電時間 10s のときには最高 600 まで、それぞれ表面近傍でビッカース硬度が高くなっている。アルゴンガス雰囲気での硬化の原因として、溶融後の冷却時における焼き入れ硬化が推測される。それゆえ、焼き入れ硬化の影響を除くために、焼鈍した。

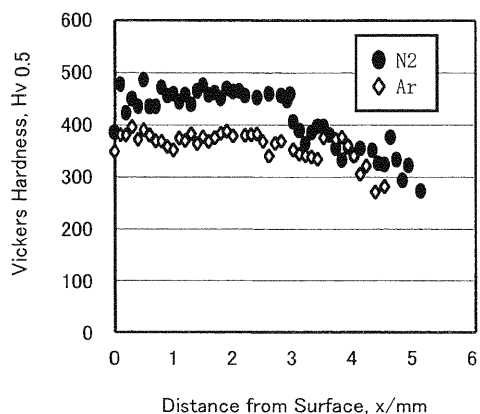


図4 表面溶融後に焼鈍した試料の断面における硬度分布

アーク放電時間 : 10s

焼鈍後の硬度分布を図4に示した。窒素ガス雰囲気では表面溶融したものもアルゴンガス雰囲気では表面溶融したものも、いずれも焼鈍により硬度が低下したが、両者の硬度差は歴然とあった。これは、窒素ガス雰囲気では表面溶融することにより窒化による硬化があったことを明確に示すものである。

以上のように、アークを用いた表面溶融により工具鋼が窒化され硬化することがわかった。この方法は、工具鋼の性質を向上させるだけでなく、表面が磨耗した使用後の工具鋼を修復したり、また再利用したりするための方法になりうるものと考えられる。

4. 結論

窒素ガスをシールドガスとして工具鋼表面を短時間アーク溶融すると、溶融部に窒素が固溶して硬化した。