

I. 緒言 熱冷加工は耐熱鋼を強化する一つの手段であるが、最近は余り用いられない。その理由の一つは、長時間後に加工の効果が消失するためである。本実験では、炭化物量を多くし、加工度も上げて、熱冷加工というより分散強化型合金に近い状態を作ることにより特性が改善されるかどうかを調べた。

II. 方法 用いた鋼は18Cr-12Ni-1.5Mn-0.75Si-0.25C (K2鋼) とそれに2.5%のMoを加えた鋼 (K4鋼) で、完全析出状態で炭化物は約5容量%になる。溶体化は1200°Cで、主として1hr加熱した(炭化物は完全に固溶する)。熱冷加工の温度は溝ロールでかなり大きな加工度を与えるため850°Cとした。熱冷加工後の寸法を16中と一定にし、加工前の寸法を変えた。加工度が大きい場合にはパスの途中で1~2回850°Cの炉へ戻し10分間保持してから再び圧延を行った。

熱冷加工を始める前の850°Cでの加熱時間を決定するため、K2鋼について組織、硬さ、X線測定による予備実験を行った。その結果、850°Cで完全に炭化物を析出させない状態、つまり、0.5hr (14%析出) あるいは2hr (51%析出) 加熱後圧延した場合、圧延後750°Cで1000hr焼鈍した後の硬さとX線による格子ひずみの残留度の差が良好であった。そこで、以降の実験では圧延前の加熱は850°Cで主として2hrとした。加工度(%)は両鋼とも、0 (記号R0), 27~29 (R1), 40~45 (R2), 57~62 (R3), 76~78 (R4, 1回炉戻し), および87~88 (R5, 2回炉戻し) とした。

III. 結果 熱冷加工後の炭化物の粒径は0.1~0.15 μ であり、透過電顕では、R4の加工度でかなりはっきりしたサブグレインが認められるが、R3の加工度ではサブグレインというよりセル組織に近い。いずれの試料も再結晶してないようであり、元の結晶粒が圧延方向に長く伸びている。

常温引張特性に対するMo添加の影響は少く、両鋼とも加工度=0で耐力約30kg/mm²、抗張力約75kg/mm²であるが、R1あるいはR2の加工度で耐力約65kg/mm²、抗張力約90kg/mm²に増加する。その後は加工度を上げて大きな変化はない。一方、伸びは加工度=0で40%のものが、R1あるいはR2の加工度で25%まで減少し、その後は大きな変化はない。ところが、絞り率は加工度と共に次第に増加する傾向がある。常温引張の破面を走査電顕で観察すると、R0, R1程度の加工度では粒内を通るダインプル破面の他に引張方向に平行な粒界での割れが多く観察され、その粒界破面上にすべり線のような縞模様が見られた。これは、粒界割れがダインプルな最終破面を生じる前に生じてその後の変形で現われたすべり線と考えている。加工度が上昇するともこのような粒界割れは少くなる。

フリーブ試験は600, 650, 700°Cで行なった。比較のため溶体化後700°Cで時効したものを試験した。K2鋼では各温度とも加工の影響は大で、加工度R3で最大の破断強度が得られ、破断伸びは加工度の増大と共に一方的に増大する。Moを含むK4鋼でも600°CではK2鋼と同様な傾向がみられるが、650°Cと700°Cでは加工によって伸びは増大するが破断強度はほとんど増大しない。応力-破断時間線図(log-log)の勾配はK2鋼では加工を与えても大きな変化はないが、K4鋼の650, 700°Cでは加工により大となる。一定フリーブ速度を与える応力もある加工度で極大を示すが、その加工度はK2鋼ではR3であり破断時間が極大となる加工度と一致しているが、K4鋼ではR1~R2であった。フリーブ破断とフリーブ変形の活性化エネルギーは複雑な変化を示し、破断機構と変形機構が単純でないことを示唆している。加工度R2以上の試片にはフリーブ破断後に粒界附近に粗大な炭化物が分散して存在し、その周囲に粒界無析出帯がみられる。そのような炭化物と地の間に割れが見られる。