

東洋精鋼株式会社
岐阜大学工学部
岐阜大学大学院

○ 渡邊 吉弘
長谷川典彦
井上 道夫

1. 緒 言

ショットピーニングは金属製の小球を加工面に投射して表面層に圧縮残留応力を付与し、加工物の疲れ強さ、耐食性を向上させる加工方法である。また、ショットピーニングによる表面近傍の塑性流動と圧縮残留応力により粒界を封鎖する状態を作り、solventの侵入を防御することにより、応力腐食割れ特性を向上させることができる⁽¹⁾と論じられている。

そこで、広義には、応力腐食割れと遅れ破壊が水素による脆性破壊の一種であることに着目し、ショットピーニングが耐遅れ破壊特性の向上にも有効であるかどうかを確認する目的で、高強度鋼SCM435に3水準のショットピーニング処理を施し、0.1N塩酸溶液環境下で遅れ破壊試験を実施した。遅れ破壊寿命、試験片のたわみ挙動および破面の走査電子顕微鏡観察を行うことにより遅れ破壊に及ぼすショットピーニング効果を評価した。

2. 実験方法

供試材は直径22mmのSCM435冷間圧延棒である。素材を900℃2時間保持後空冷、850℃で30分間保持後油焼入れをした後、引張強さが1400MPaおよび1300MPaの2水準になるように400℃および440℃で1時間保持後水冷の焼もどしを行った。素材の化学成分を表1に、熱処理後の機械的性質を表2に示す。熱処理後、

表1 材料の化学組成

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.38	0.21	0.80	0.026	0.010	0.11	0.06	1.02	0.16

表2 材料の機械的性質

0.2% Proof Stress $\sigma_{0.2}$ MPa	Tensile strength σ_B MPa	Elongation ϕ %	Reduction of area ψ %
1313	1411	16	50
1225	1298	18	56

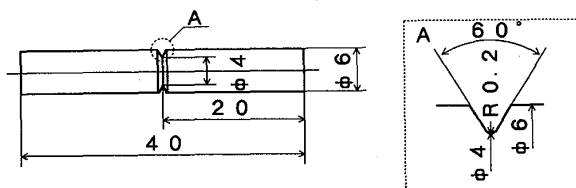


図1 試験片の形状寸法

表3 ショット粒硬度および粒径

	Hardness (Hv)	Diameter (μ m)
Shot A	550	150
Shot B	800	150
Shot C	800	90

図1に示す形状寸法に機械加工した。

遅れ破壊試験は、JIS原案の高力ボルト用鋼材の遅れ破壊試験方法に基づいた自作の片持はり式定荷重曲げ試験機である⁽²⁾。試験片の切欠き部には0.1Nの塩酸を1分間に約16cc滴下した。また、遅れ破壊過程における試験片のたわみ挙動を観察するために、モーメントアーム先端部の変位量をレーザー式変位計を用い連続的に測定した。

ショットピーニング加工に使用した3種類のショット粒の平均硬度と平均粒径を表3に示す。ショットピーニング装置はエア式で、投射時間は10分である。

3. 実験結果および考察

3.1 ショットピーニング後の圧縮残留応力分布

400℃焼もどし材および440℃焼もどし材のショットピーニング後の試験片表面近傍の残留応力分布をX線応力測定法により測定した結果を図2に示す。なお、図には未処理材のそれも併記した。図から明らかなように、ショットピーニングによって表面の圧縮残留応力は450MPaから600MPaとなり、未処理材に比べおよそ350MPa増加し、表面からおよそ80 μ mの深さでも約200MPa程度の圧縮残留応力が生じていることがわかる。

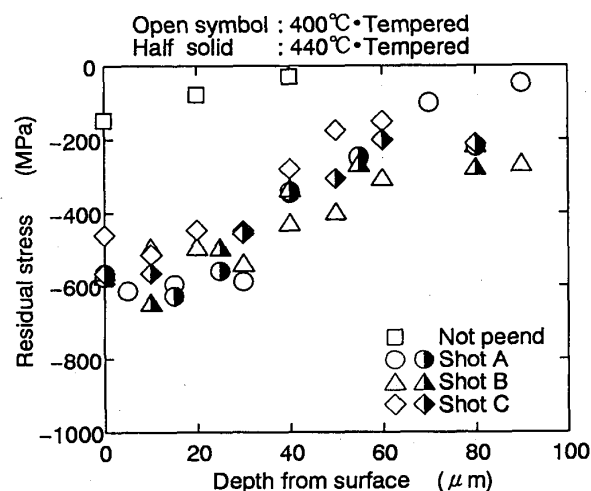


図2 表面層の残留応力分布

3.2 遅れ破壊試験結果

400℃焼もどし材および440℃焼もどし材のピーニング処理材（以下S P材とする）と未処理材の遅れ破壊試験結果を図3および図4に示す。図において、縦軸は切欠き底における負荷応力、横軸は破断までの時間である。結果はいずれの焼もどし材でも、S P材の実験点は、未処理材の実験点に比べ上方に位置し、ショットピーニングにより遅れ破壊強度が大幅に改善されている。ここで各S P材の実験点を目視でなめらかに結んだ曲線より30時間の曲げ強度（ σ_{30hr} ）を求め、それと静曲げ強度 σ_{SB} との比を30時間強度比とする。図5は、30時間強度比と引張強さの関係を示す。図より未処理材およびS P材とも引張強さが高くなると30時間強度比が低下する。これは、強度が高くなるほど遅れ破壊の感受性が高まることに起因する⁽³⁾。しかし、S P材では未処理材に比べその低下は少ない。この結果よりピーニング効果は強度の高い材料ほど、耐遅れ破壊の改善に有効であることを示している。

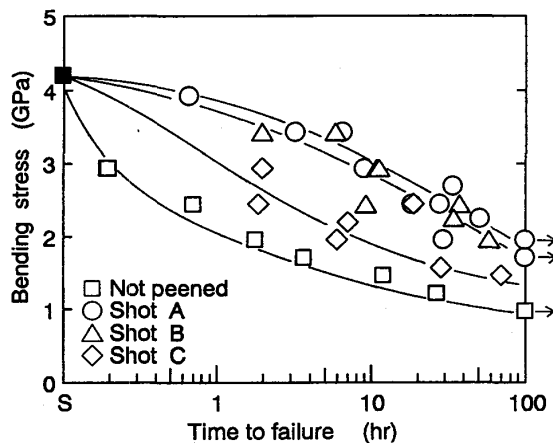


図3 400℃焼もどし材の遅れ破壊線図

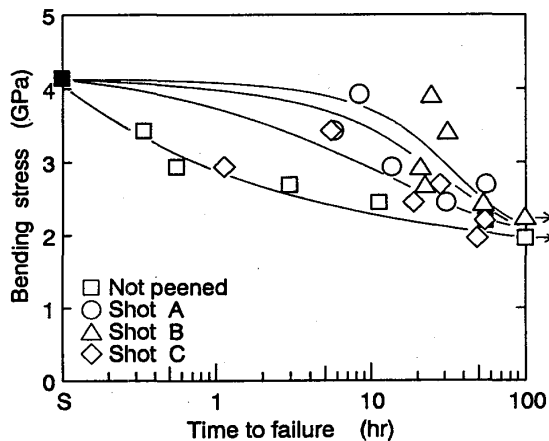


図4 440℃焼もどし材の遅れ破壊線図

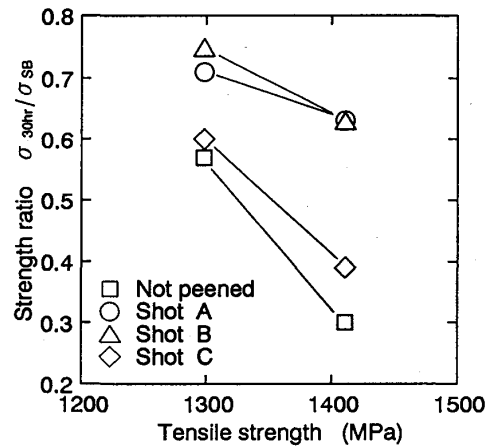
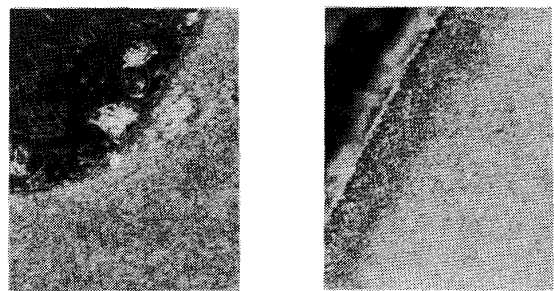


図5 30時間強度比



100 μm 50 μm
400℃焼もどし材 Shot A

図6 切欠き部の断面表面組織

3.3 ピーニング処理材の表面組織

S P材の、切欠き部における断面組織写真を図6に示す。図よりショットピーニング処理によって、切欠き部表面層の組織が微細化していることがわかる。山田⁽⁴⁾は材料にTiやAlを添加して組織を微細化することで耐遅れ破壊性が向上すること報告しているが、この場合も同様の効果によって、耐遅れ破壊性が向上するものと考えられる。

3.4 破面観察

400℃焼もどし材の負荷応力が2540MPaで破断した試験片の破面のSEM写真を図7に示す。S P材の破面は切欠き底から2.4mmのところとで粒界割れから擬へき開へと移行していた。一方、未処理材では0.3mmのところとで粒界割れから直ちに最終破断面へと移行し、擬へき開破面は観察されなかった。このようなS P材と未処理材の破面様相の違いは、負荷応力や焼もどし温度の違う条件で破断した試験片においても同様な傾向が観察された。

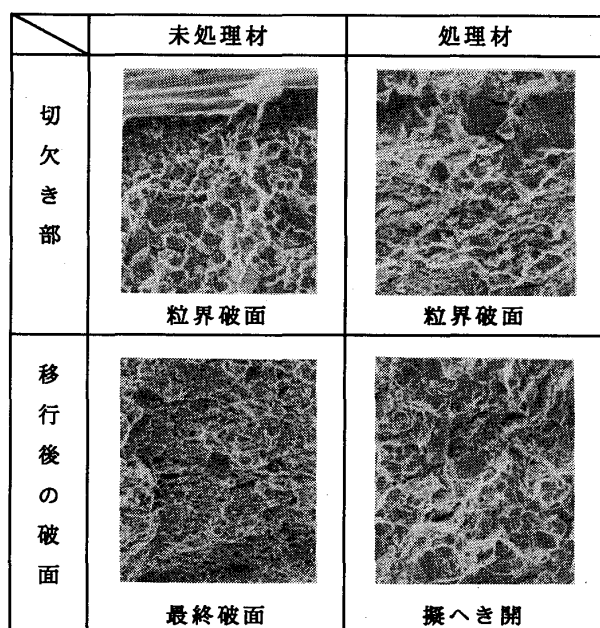


図7 破面のSEM写真

14 μ m

4. 検討

ショットピーニングにより遅れ破壊特性が改善される理由としてき裂の発生が抑えられるのかあるいは発生したき裂の進展が抑えられるのかを明らかにしなければならないが、本研究中では直接き裂の進展挙動を観察することはできなかった。そこで、遅れ破壊過程中的モーメントアーム先端の変位量を測定することにより、ショットピーニングによる遅れ破壊強度上昇の理由を検討することにした。

400℃焼もどし材で負荷応力3430MPaおよび2450MPaにおける破断までの変位と時間との関係を図8および図9に示す。SP材および未処理材とも変位は、試験開始後一定の変位量まで、徐々に増加し、その後、急速に変位が増加する。しかし、変位が急速に増加し始めるまでの時間は、SP材が未処理材に比べ10倍から50倍と長くなっている。この結果から、遅れ破壊強度の上昇は、変位量が急速に増加するまでの時間の延長によるものであることがわかる。

遅れ破壊の過程は、鋼中に吸収された水素が3軸応力場に濃縮され、臨界水素濃度に達し、分子状水素として結合して大きなガス圧を発生し、その後、水素によるガス圧が臨界値を越えると、き裂が発生、急速進展し破断すると報告されている⁽⁵⁾。そこで、任意の変位に到達した時点で試験を中断し切欠き底のき裂の発生の有無を調査したところ、変位が徐々に増加する範囲ではき裂はみとめられず、急速に変位が増加するあたりにおいてき裂が確認できた。また、松山⁽³⁾は3軸応力成分が小さい場合、破壊に必要な臨界水素量

に達するまでの時間が長くなると報告している。この結果を参照すると、本研究のショットピーニングによる遅れ破壊強度の上昇は表面層の圧縮残留応力が3軸応力成分を小さくして、臨界水素量に達するまでの時間を延長し、結果としてき裂の発生が遅れたものと考えられる。

5. 結言

高強度鋼SCM435の遅れ破壊特性はショットピーニングにより大幅に改善された。ショットピーニング加工による遅れ破壊強度の向上は、モーメントアーム先端の変位量の測定により、表面層の圧縮残留応力が3軸応力成分を小さくし、鋼中に侵入した水素の臨界濃度に達するまでの時間、つまりき裂の発生までの時間が延長されることに起因する。また、SEM観察よりSP材では粒界破面から擬へき開破面へと移行し未処理材は粒界破面から直ちに最終破面へと移行していた。また、ショットピーニング後の切欠き部の断面組織写真から切欠き部表面で組織は微細化しており、このことも耐遅れ破壊の改善理由のひとつとして挙げられる。

(参考文献略)

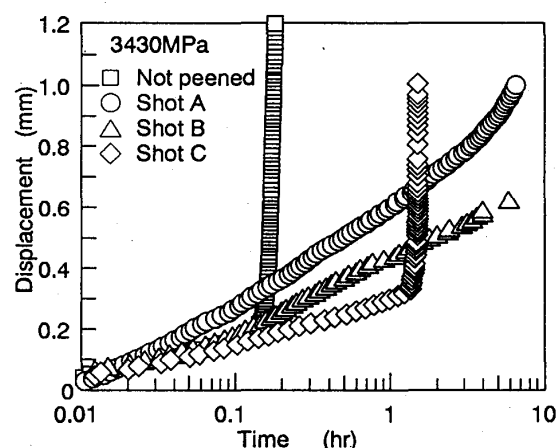


図8 変位挙動 (負荷応力3430MPa)

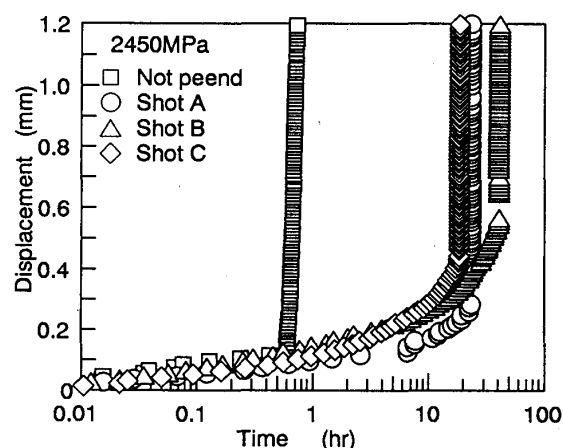


図9 変位挙動 (負荷応力2450MPa)